

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**Efeito da nitretação na resistência à fadiga do
aço CrSiV utilizado na fabricação de molas
para a indústria automotiva**

Autor: João Carmo Vendramim

Orientadora: Profa. Dra. Maria Clara

01//2004

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**Efeito da nitretação na resistência à fadiga do
aço CrSiV utilizado na fabricação de molas
para a indústria automotiva**

**Autor: João Carmo Vendramim
Orientadora: Profa. Dra. Maria Clara**

**Curso: Engenharia Mecânica
Área de Concentração: Engenharia de Materiais e Processos de Fabricação**

Dissertação de mestrado acadêmico apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2004
S.P. – Brasil

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS E
PROCESSOS DE FABRICAÇÃO**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO

Efeito da nitretação na resistência à fadiga do arame de aço CrSiV utilizado na fabricação de molas da indústria automotiva

Autor: João Carmo Vendramim

Orientadora: Profa.Dra.Maria Clara Filippini Ierardi

Profa. Dra. Maria Clara Filippini Ierardi
Universidade Estadual de Campinas

Profa. Dra. Cecília Amélia de Carvalho Zavaglia
Universidade Estadual de Campinas

Profa. Dra. Lauralice de Campos Franceshini Canale
Universidade de São Paulo

Campinas, 13 de janeiro de 2004

Dedicatória

À minha família, Iara Aidar, Maira Aidar e Cauã Aidar, pelo permanente incentivo e estóica aceitação do fato de não se poder compartilhar de tantas oportunidades de deleite coletivo devido à dedicação a este projeto de mestrado.

Aos deuses pela inspiração e conspiração da disposição de vontade na direção da conclusão (feliz) deste projeto.

Agradecimentos

Este trabalho não poderia ser terminado sem a colaboração de diversas pessoas e instituições às quais presto minha homenagem:

À minha orientadora, que me mostrou os caminhos a serem seguidos.

A todos os professores e colegas do departamento que ajudaram de forma direta e indireta na conclusão deste trabalho.

A Aços Villares, pelo fornecimento do arame e equipamento do ensaio de fadiga.

Aos Engenheiros Eduardo J.B.V.Barcelos e Mário O. Hayakawa, Aços Villares, pelo apoio e oportunidade de realização desta Dissertação de Mestrado.

Ao Técnico de Laboratório Aços Villares, Sr.Agnaldo Bezerra, pelo acompanhamento dos ensaios de fadiga.

Ao “velho” amigo e companheiro Newton Osny Nogueira, Programação e Planejamento da Aços Villares, pela preparação e fornecimento das amostras de arames.

Às empresas Combustol e Nitrex Metal, pela realização da nitretação e inspeções metalográficas nas amostras de arames nitretado.

À empresa Eaton-Transmissões, Engenheiro Múcio e Técnico Agnaldo, departamento de materiais e tratamentos térmicos, pela realização das medições de tensão residual.

Ao colega Cristian Madariaga, Combustol, pela condução dos ciclos de nitretação.

Ao Prof.Dr.Jan Vatauvuk, pelo incentivo e didáticos comentários na elaboração deste trabalho.

Ao colega Mario Nunes, pelo incentivo e instrutiva meticulosidade na revisão desta dissertação.

À funcionária Claudinete do laboratório caracterização de materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica - Unicamp pela operação do microscópio de varredura eletrônica.

Ao colega Célio Pacheco, Maxion, pela ajuda na operação do programa “Origin”

“Ninguém ignora tudo, ninguém sabe tudo.”

Por isso, aprendemos sempre.”

Paulo Freire – pedagogo pernambucano

Resumo

VENDRAMIM, João Carmo, Efeito da nitretação na resistência a fadiga do aço

CrSiV utilizado na fabricação de molas para a indústria automotiva: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1993.; 130 p. Dissertação (Mestrado)

Este trabalho faz uma revisão do tratamento termoquímico de nitretação e estuda o seu efeito na resistência à fadiga de um arame de aço utilizado na fabricação de molas para a indústria automotiva.

O arame de aço com composição química constituída, principalmente, dos elementos cromo, silício e vanádio, norma SAE 9254V, marca Villares 877, de diâmetro 4mm, teve a superfície modificada pela nitretação a gás e, posteriormente, submetido a ensaio por flexão-rotativa. Os ensaios foram conduzidos na máquina de fadiga denominada "Nakamura" que o fabricante de aço utiliza para caracterizar a qualidade do arame de aço com relação à resistência à fadiga.

Os resultados obtidos nesses ensaios permitiram a construção de uma representação gráfica tipo "curva de Wholer" e, dessa forma, confirmar a tendência de elevação da resistência à fadiga do arame de aço quando a superfície é modificada pela nitretação.

Palavras Chave: *nitretação; fadiga; automóveis molas e suspensão*

Abstract

VENDRAMIM, João Carmo, Effect of the nitriding in the fatigue resistance of the CrSiV steel used in the production of springs for automotive industry: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1993, 130 p. Dissertação (Mestrado)

This study makes a revision of the nitriding process and analysis its effects on the fatigue resistance of the steel wire used on the automotive industry spring production.

The wire of steel chemical composition constituted mainly of the chromium elements, siliceous and vanadium, pattern SAE 9254V, Villares marks 877, of diameter 4mm, had the surface modified by the gas nitriding and further submitted by bending fatigue test. The rehearsals were led in machine named "Nakamura" where the steel manufacturer did the fatigue test to characterize the quality of the steel destined for the automotive springs.

The results obtained in those rehearsals allowed building a graphic representation Whole curve type and, thus, to confirm the tendency of fatigue resistance elevation of the steel wire when the surface is modified by nitriding.

Key words: nitriding; fatigue; automobile springs suspensions

Índice

Lista de Figuras	x
Lista de Tabelas	xv
Nomenclatura	xvii
Resumo dos Capítulos	xx
1 - Introdução	1
2 - Revisão Bibliográfica	5
2.1 - Tratamento Térmico	5
2.1.1 - Tensões na têmpera	6
2.1.2 - Revenimento	7
2.2 - Nitretação	10
2.2.1 - Diagrama de Fases Fe-N	10
2.2.2 - A Nitretação a Gás	14
2.2.3 - Controle do Potencial de Nitrogênio	22
2.2.4 - Difusão	25
2.3 - Fadiga dos Materiais	29
2.3.1 - Propagação da Trinca	30
2.3.2 - Carregamento Cíclico	33
2.3.3 - Curvas σ -N	35
2.3.4 - Fatores de influência na resistência a fadiga	36
a - Tensão média	37
b - Dimensão	38
c - Rugosidade	39
d - Tensão residual	40

e - Inclusões	46
f - “Shot-Peening”	50
g - Descarbonetação	53
h - Espessura da camada nitretada	53
3 - Materiais e Métodos	58
3.1 - material empregado	60
3.2 -Propriedades mecânicas do arame de aço CrSiV	61
3.3 - Qualidade do aço do arame de aço CrSiV	62
3.4 - Metodologia	65
3.4.1 - Nitretação	65
3.4.2 - Ensaio de fadiga – máquina Nakamura	67
3.4.3 - Análise da camada nitretada por microscopia óptica	70
3.4.4 - Análise da superfície de fratura do arame por microscopia eletrônica de varredura – MEV	71
3.5.5 - Ensaio de dureza e microdureza	71
3.5.6 - Jateamento (“shot-peening”)	71
3.3.7 - Exame da tensão residual	73
4 – Resultados e Discussão	74
4.1 - Resultados dos ensaios por flexão-rotativa - máquina “Nakamura”	74
4.1.1 - Nitretação Nit 1 – 8 horas	81
4.1.2 - Nitretação Nit 2 – 15 horas	86
4.1.3 - Nitretação Nit 3 – 25 horas	90
4.1.4 - Nitretação Nit 3 + “shot-peening”	96
4.1.5- Representação gráfica de Wholer para resultados gerais	103
4.2 - Resultados de ensaios de tração	105
4.3 - Resultados de inspeções no arame de aço CrSiV	105
4.3.1 - Rugosidade e inclusões	105
4.3.2 - Microestrutura	107
4.4 - Resultados de dureza dos processos de nitretação, “shot-peening” e nitretação + “shot-peening”	109

4.5 - Resultados do processo de nitretação e tensão residual	110
4.5.1 – Nitretação Nit 1 – 8 horas	110
4.5.2 – Nitretação Nit 2 – 15 horas	110
4.5.3 – Nitretação Nit 3 – 25 horas	113
4.6 - Resultados de Tensão Residual	114
4.7 - Considerações gerais	117
5 - Conclusões e sugestões para trabalhos futuros	121
5.1 - Conclusão	121
5.2 - Sugestões para trabalhos futuros	123
Referências bibliográficas	124

Lista de Figuras

Figura 2.1 - Mecanismos operantes na decomposição da austenita	6
Figura 2.2 - Resistência à tração em função da temperatura de revenimento do arame de aço CrSiV	8
Figura 2.3 – Efeito da duração do revenimento de um aço com 0,82%C sobre a dureza, para quatro diferentes temperaturas	9
Figura 2.4 – Diagrama de equilíbrio Fe-N	11
Figura 2.5 – Representação esquemática da camada nitretada para aço baixo carbono	13
Figura 2.6 – Representação esquemática da camada nitretada para aço ligado	13
Figura 2.7 – Representação esquemática da dissociação de amônia na superfície do aço	15
Figura 2.8 – Reações na interface gás-aço durante a nitretação	16
Figura 2.9 -Aço SAE 1012 normalizado nitretado a gás (Deganit). a) sem ataque (CC - camada de compostos); b) Nital 2%; c) Nital 2%+Meyer-Eichholtz; d) Meyer-Eichholtz; e) Picral; f) Villela; g) Oberhoffer; h) Sulfato-Cloreto	18
Figura 2.10 – Fases formadas após nitretação e resfriamento	19
Figura 2.11 – Esquema da dissociação da amônia e difusão do nitrogênio no aço	20
Figura 2.12 – Diagrama de Lehrer / Maldzinski	23
Figura 2.13 – Impressão de microdureza Vickers, 30kg, aço 4340	24
Figura 2.14 –Estrias de fadiga em aço inoxidável mostrando a intrusões e extrusões	30
Figura 2.15 – Estágios da nucleação da trinca por fadiga	31
Figura 2.16 – Correlação do limite de fadiga de vários aços temperados e revenidos e a dureza	32
Figura 2.17 – Ciclos de tensão típicos em fadiga; a) tensão alternada; b) tensão flutuante; c) ciclo de tensão irregular, ou aleatória	33
Figura 2.18 – Carregamentos cíclicos senoidais de amplitude constante e razão de tensões (R) diferentes	34
Figura 2.19 – Representação típica da curva $\sigma - N$	35
Figura 2.20 – Representação gráfica mostrando o efeito da amplitude da tensão e a tensão média na vida em fadiga. a) diagrama típico σ -N com diferentes níveis de σ_m ; b) diagramas de Gerber, Goodman e Soderberg	37

mostrando o efeito combinado da tensão alternada e a tensão média no limite de fadiga	
Figura 2.21 - Influência dos processos de nitretação na rugosidade	39
Figura 2.22 - Resistência à fadiga por flexão na seção de girabrequim: limite de resistência à fadiga versus superfície de tratamento	40
Figura 2.23 – Distribuição de tensões na fadiga flexão-rotativa	42
Figura 2.24 – Aumento da tensão residual compressiva como função da concentração de elementos formadores de nitretos no aço	44
Figura 2.25– Redução do nível de tensão residual com o incremento da temperatura de nitretação	45
Figura 2.26 -Influência do tempo de nitretação na tensão residual	45
Figura 2.27 – Localização da inclusão; a) inclusão da superfície, b) inclusão na subsuperfície, e c) inclusão interna	47
Figura 2.28 – Representação esquemática de um modelo de iniciação de trinca numa inclusão denominado “olho de peixe”	49
Figura 2.29 – Representação esquemática da ação de uma partícula jateada na superfície metálica	51
Figura 2.30 – O efeito da descarbonetação na resistência à fadiga de aços	52
Figura 2.31 - Efeito da profundidade relativa de camada t / D e parâmetro $D/(D-2t)$ na resistência à fadiga de aço SAE 4140 nitretado	53
Figura 2.32 – Representação esquemática de falha no núcleo de um componente com camada endurecida sob flexão, ou torção	54
Figura 2.33 - Trincas em forma de arco dispostas paralelamente na superfície nitretada do arame (3%Cr e 0,2%C)	55
Figura 2.34 – Diagrama esquemático da carga transferida do núcleo dúctil, raio r_1 , para a camada, resistência σ_m e área A_m .	56
Figura 3.1 – Microestrutura do aço VILL877V, temperado e revenido	61
Figura 3.2 – Equipamento “Eddy-Current” para inspeção da superfície do arame	62
Figura 3.3 – Foto do equipamento de nitretação a gás	65
Figura 3.4 – Esquema da faixa de temperatura para a nitretação Nit 1; Nit 2 e Nit 3	66
Figura 3.5 - Representação da máquina de fadiga Nakamura	67
Figura 3.6 – Foto da máquina de fadiga Nakamura	68
Figura 3.7 – Vista geral da máquina Nakamura de ensaio de fadiga	68
Figura 3.8 – Esquema da tela do computador da máquina Nakamura	70
Figura 3.9 – Equipamento de jateamento (“shot-peening”), laboratório Aços Villares; (a) detalhe do local de jateamento do arame; (b) foto geral do equipamento	72
Figura 4.1 – Representação gráfica da curva de Wohler para arame sem tratamento na superfície	76
Figura 4.2– a) Superfície da face de fratura do arame no ensaio a 720 N/mm ² e falha em 73.479.000 ciclos; b) Micromecanismos de fratura alveolar no estágio II da fadiga	77
Figura 4.3 – Micromecanismos de fratura da zona (III) indicada na Figura 4.2b	77

Figura 4.4 – a) Superfície da face de fratura do arame na tensão de 700 N/mm ² e falha em 46.653.000 ciclos; b) Micromecanismos de fratura alveolar no estágio II de fadiga	78
Figura 4.5 – Micromecanismos de fratura quase-clivagem do estágio III da fadiga da figura 4.4a	78
Figura 4.6 - Representação gráfica da curva de Wholer para o arame com a superfície modificada somente pelo “shot-peening”	80
Figura 4.7 – a) Superfície da face de fratura do arame no ensaio a 900 N/mm ² , falha em 79.597.00 ciclos; b) Micromecanismos de fratura para estágio III da fadiga.	80
Figura 4.8 - Representação gráfica da curva de Wholer para o arame com Nit 1 – 8h	82
Figura 4.9 – Superfície da face de fratura do arame a 900 N/mm ² , falha em 21.477.000 ciclos; b) Vista do “olho de peixe”; c) Detalhe da inclusão no “olho de peixe”	83
Figura 4.10 – Micromecanismos de fratura alveolar na zona do “olho de peixe” (Figura 4.9b)	83
Figura 4.11 – Superfície da face de fratura no “olho de peixe” no arame para o ensaio a 940 N/mm ² e falha em 6.252.000 ciclos.	84
Figura 4.12 - Superfície da face de fratura do arame no “olho de peixe” para o ensaio a 920 N/mm ² e falha em 12.063.000 ciclos	85
Figura 4.13 - Representação gráfica tipo curva de Wholer para o arame com nitretação no processo Nit 2 - 15horas	87
Figura 4.14 – Superfície da face de fratura no “olho de peixe” para o ensaio a 940N/mm ² e falha em 10.494.000 ciclos; b) Detalhe da inclusão do “olho de peixe”.	88
Figura 4.15 – Superfície da face de fratura do ensaio a 900 N/mm ² , falha em 17.112.000 ciclos; b) Detalhe da superfície da face de fratura com trinca na superfície	89
Figura 4.16 – Detalhe da trinca (seta) observada na Figura 4.15b. Aumento 2.500x	89
Figura 4.17 - Representação gráfica tipo curva de Wholer para Nit 3 – 25horas	91
Figura 4.18 – Superfície da face de fratura do arame no ensaio a 900 N/mm ² , falha em 34.128.000 ciclos; b) Detalhes da superfície de fratura - estágio III da fadiga	91
Figura 4.19 - Superfície da face de fratura do arame no ensaio a 860 N/mm ² , falha em 48.237.000 ciclos; b) Micromecanismos de fratura quase-clivagem - estágio III da fadiga	92
Figura 4.20 – Micromecanismos de fratura alveolar no estágio II da Figura 4.19 ^a	92
Figura 4.21 – Vista geral da área do “olho de peixe” para ensaio 920N/mm ² , 45.141.000 ciclos; b) Micromecanismos de fratura na área “olho de peixe”	93
Figura 4.22 – Micromecanismos de fratura quase-clivagem fora do “olho de peixe”	93

Figura 4.23 – Superfície da face de fratura do arame no ensaio a 860 N/mm ² e falha em 50.367.000 ciclos; b) Micromecanismos de fratura quase-clivagem - estágio III da fadiga	94
Figura 4.24 – Micromecanismos de fratura da área do estágio II da fadiga (Fig.4.23a)	94
Figura 4.25 – Superfície da face de fratura para ensaio a 900 N/mm ² e falha em 33.717.000 ciclos; b) Micromecanismos de fratura quase-clivagem na área do estágio III da fadiga.	95
Figura 4.26 – Micromecanismos de fratura alveolar para do estágio II da fadiga da Figura 4.24 ^a	95
Figura 4.27 - Representação gráfica de Wholer para Nit 3-25horas + “shot-peening”	97
Figura 4.28 – Superfície da face de fratura do arame no ensaio a 900 N/mm ² e falha em 35.886.000 ciclos; b e c) Detalhe do “olho de peixe” e inclusão.	97
Figura 4.29 – Superfície da face de fratura do arame no ensaio a 900 N/mm ² , falha em 69.960.000 ciclos. b) Detalhe da inclusão no “olho de peixe”	98
Figura 4.30 – Superfície da face de fratura do arame no ensaio com 900 N/mm ² e falha em 36.957.000 ciclos; b) Detalhe da face de fratura na superfície da área correspondente ao estágio III da fadiga	99
Figura 4.31 – Micromecanismos de fratura nas áreas correspondentes ao estágio II e III da fadiga indicada na Figura 4.31	100
Figura 4.32 – Superfície da face de fratura do arame no ensaio a 880 N/mm ² e falha em 26.547.000 ciclos; b) Detalhe do “olho de peixe”; c) Detalhe da inclusão do “olho de peixe”	100
Figura 4.33 – Micromecanismos de fratura alveolar da área correspondente do estágio II de fadiga na Figura 4.33a.	101
Figura 4.34 – Superfície da face de fratura do ensaio a 880N/mm ² , falha em 58.455.000; b) Detalhe do “corpo estranho” na área II do estágio da fadiga	102
Figura 4.35 – Detalhe da área II do estágio de fadiga da Figura 4.34a	102
Figura 4.36 – Representação gráfica geral da curva de Wholer	103
Figura 4.37 -Fotomicrografia da microinclusão: a) arame da corrida 1; b) arame da corrida 2.	105
Figura 4.38 – Microestrutura núcleo do arame com Nit 1 - 8horas.	106
Figura 4.39 – Microestrutura núcleo do arame com Nit 1 - 15horas. .	107
Figura 4.40 - Microestrutura núcleo do arame com Nit 2 - 25horas.	107
Figura 4.41 – Microestrutura da camada nitretada	109
Figura 4.42 – Perfil de microdureza na camada nitretada, processo Nit 1 – 8 horas	110
Figura 4.43 – Microestrutura da camada nitretada. Nit 2 – 15 horas	111
Figura 4.44 – Perfil de microdureza na camada nitretada, processo Nit 2 – 15 horas	112
Figura 4.45 – Microestrutura da camada nitretada, Nit 3 – 25 horas	112
Figura 4.46 - Perfil de microdureza na camada nitretada, processo Nit 3	113

– 25 horas	
Figura 4.47 – Resultados de tensão residual para cada condição de superfície modificada no arame CrSiV	115
Figura 4.48 – Perfil de tensão residual até 2,000mm de profundidade para a superfície de arame modificada pelo processo Nit 1 – 8 horas	116
Figura 4.49 – Fotomicrografia da camada nitretada. Aumento 400x; b) Trincas em forma de arco dispostas paralelamente na superfície nitretada do arame com Nit 3–25horas; Aumento 50x; c) detalhe das trincas foto b, seção transversal, sem ataque por reagente químico; A. 200x	119
Figura 4.50 – Trincas paralelas desenvolvidas no ensaio de flexão do arame CrSiV com superfície nitretada pelo processo Nit 1 – 8 horas.	120

Lista de Tabelas

Tabela 1 – Processos de Nitretação / Nitrocarbonetação disponíveis na indústria	2
Tabela 2.1 – Fases do sistema Fe-N abaixo da temperatura eutetóide	12
Tabela 2.2 – Descrição das reações químicas da nitretação a gás	17
Tabela 2.3 – Faixas de temperaturas de difusão de átomos intersticiais e substitucionais	28
Tabela 2.4- Distribuição de tensão residual camada de compostos ϵ e γ'	43
Tabela 2.5 – Tamanho e quantidades máximas de inclusões	48
Tabela 2.6 – Distribuição das inclusões para condições de aço acalmado: ao Silício e ao Alumínio	48
Tabela 3.1 – Condições de superfícies modificadas dos arames deste estudo	58
Tabela 3.2 – Parâmetros de qualidade do aço CrSiV obtidas no ensaio por flexão-rotativa	58
Tabela 3.3 – Quadro sinóptico das principais atividades deste estudo	59
Tabela 3.4 – Designação do aço VILL877V conforme normas de classificação de aços	60
Tabela 3.5 – Composição química – especificação - (% em peso) do aço CrSiV	60
Tabela 3.6 - Composição química das 3 corridas do aço CrSiV (% em peso)	60
Tabela 3.7 – Rugosidade do arame CrSiV, temperado e revenido	63
Tabela 3.8 – Tamanho e quantidade máximas de inclusões da norma SS 111116	64
Tabela 3.9 – Parâmetros de processo de nitretação a gás utilizados neste estudo	66
Tabela 3.10 – Principais parâmetros do ensaio de fadiga Nakamura	70
Tabela 3.11 – Principais parâmetros do processo de jateamento (“shot-peening”)	72
Tabela 4.1 – Resumo dos resultados de ensaios de fadiga, máquina “Nakamura”	74
Tabela 4.2 – Resultados dos ensaios de fadiga - sem nitretação e sem “shot-peening”	75

Tabela 4.3 - Resultados dos ensaios de fadiga – arame somente com “shot-peening”	79
Tabela 4.4 - Resultados de camada nitretada total, conforme norma DIN 50190	81
Tabela 4.5 - Resultados dos ensaios de fadiga – arame com nitretação Nit 1 - 8 horas	82
Tabela 4.6 – Composição química da inclusão indicada pela seta Figura 4.9c	84
Tabela 4.7 – Composição química da inclusão indicada pela seta na Figura 4.11	85
Tabela 4.8 - Resultados de ensaios de fadiga – arame com nitretação Nit 2 – 15 horas	86
Tabela 4.9 – Composição química da inclusão da Figura 4.14b – nucleação de trinca	88
Tabela 4.10 – Composição química da inclusão indicada pela seta menor na Figura 4.14b	88
Tabela 4.11 - Resultados de ensaios de fadiga – arame com nitretação Nit 3 – 25h	90
Tabela 4.12 – Resultados dos ensaios de fadiga - Nit 3 - 25 horas + “shot-peening”	96
Tabela 4.13 – Composição química da inclusão da Figura 4.28c	98
Tabela 4.14 – Composição química da inclusão Figura 4.29b obtida por EDS	98
Tabela 4.15 – Composição química da inclusão Figura 4.33c	101
Tabela 4.16 – Composição química da inclusão Figura 4.34b	103
Tabela 4.17 – Resultados de ensaios de tração	104
Tabela 4.18 – Tamanho das microinclusões do aço CrSiV deste estudo	105
Tabela 4.19 – Rugosidade do arame de aço antes e após a nitretação no processo Nit 3	106
Tabela 4.20 – Dureza de núcleo e superfície do arame CrSiV após a nitretação	108
Tabela 4.21 – Microdureza Vickers na camada nitretada Nit 1 – 8 horas	110
Tabela 4.22 – Microdureza Vickers na camada nitretada Nit 2 – 15 horas	111
Tabela 4.23 – Microdureza Vickers na camada nitretada Nit 3 – 25 horas.	113
Tabela 4.24 – Resultados das medidas de tensão residual no arame de aço CrSiV	115
Tabela 4.25 – Mecanismos de falha e participação, em %, de molas	117

Nomenclatura

Letras Latinas

A - Raio da esfera	[mm]
Al - Alumínio	
a, b, c - Parâmetros de rede	[Å]
C - Concentração atômica	[átomos/cm ³]
D - Coeficiente de difusão	[cm ² /s]
D - Diâmetro	[mm]
Do - Fator de frequência	[cm ² /s]
exp - exponencial	[e]
gf - Grama força	
f - Função	
hp -Profundidade zona plástica	[mm]
J - Fluxo de difusão	[átomos / s.cm ²]
k - Constante	
Kgf - Kilograma força	
L - Lixa	
log - Logaritmo	
N - Número de ciclos	
p - profundidade	[mm]
Q - Energia de Ativação do processo de difusão	[KJ/mol]
R - Constante universal dos gases	
Ra - Rugosidade média	[μm]
Rz - Rugosidade média (5 picos)	[μm]

Rt - Rugosidade total	[μm]
Se - Limite de resistência à fadiga	[N/mm^2]
t - Tempo	[horas]
T - Temperatura	[$^{\circ}\text{C}$]
X - Distância	[cm]
Z - Profundidade da “impressão”	[mm]

Letras Gregas

μ - Micron	[10^{-6}m]
α - Ferro alfa (cúbica de corpo centrado)	
ϵ - Epsilon (hexagonal compacta)	
γ' - Gama linha (cúbica de face centrada)	
ξ - Eta (ortorrômbica de face centrada)	
σ - Tensão alternada média	[N/mm^2]

Sobrescritos

® - Marca comercial

Abreviações

ASTM – American Standard Technology Materials
CrSiV – Cromo, Silício, Vanádio
CCC – Cúbica de Corpo Centrado
CFC – Cúbica de Face Centrada
DIN – Norma internacional alemã
EDS - Espectroscopia por Energia Dispersiva
HV – “Hardness Vickers” (Dureza Vickers)
HRC – “Hardness Rockwell C” (Dureza Rockwell C)
KSI – (1000 PSI)Libra por Polegada Quadrada
MPa – Mega Pascal
MEV – Microscopia eletrônica de varredura
Nit – Nitretação
SAE – “Society American Engeneering”
SS – Norma Sueca
VILL – Villares

Resumo dos Capítulos

Capítulo 1 – Descrição dos objetivos e justificativas para o desenvolvimento deste trabalho.

Capítulo 2 – Revisão bibliográfica sobre o processo de tratamento térmico de nitretação e fadiga.

Capítulo 3 – Descrição do procedimento experimental adotado para o estudo da fadiga por flexão-rotativa do arame de aço CrSiV na máquina denominada Nakamura e processo de nitretação e de jateamento (“shot-peening”) utilizados

Capítulo 4 – Apresentação dos resultados do ensaio de flexão-rotativa na máquina Nakamura e análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV) da face de fratura; dos resultados de nitretação – camada e perfil de microdureza – e resultados do exame da tensão residual nos arames nitretados e nitretados+“shot-peening”. Comentários finais num sub-capítulo denominado “Considerações Gerais”.

Capítulo 5 – Conclusões a partir dos resultados obtidos com o ensaio por flexão-rotativa na máquina Nakamura.

Esta dissertação de mestrado gerou um trabalho técnico que foi apresentado no Congresso Internacional da ABM (Associação Brasileira de Materiais e Metalurgia) - 2003, Rio de Janeiro, RJ.

Capítulo 1

1 – Introdução

Há muito tempo se conhece as vantagens dos tratamentos termoquímicos para melhorar as propriedades tribológicas, resistência à fadiga e, para alguns aços, a resistência à corrosão [VATAVUK et al.;1997; VATAVUK e VENDRAMIM; 1998], das ligas ferrosas. Vale no entanto salientar que as propriedades mecânicas dessas ligas, em termos de resistência e impacto, sofrem redução quando nitretados [VATAVUK et al; 1994; VATAVUK et al.; 1997].

O processo de nitretação, sob o ponto de vista econômico e técnico, tem algumas vantagens em relação ao processo de difusão envolvendo apenas carbono e carbono com -nitrogênio – cementação e carbonitretação – e aos dos processos de endurecimento superficial, tais como têmpera por indução e chama direta [KNERR et al., 1991- LILIENTAL et al.,2001]. A seguir, algumas dessas vantagens:

- Processo de nitretação conduzido em temperaturas abaixo de 590° C, onde não ocorre a transformação de fase. Processos modernos de nitretação trabalham numa faixa ampla de temperaturas: de 350 a 590° C.
- Mínima variação dimensional – geralmente, milésimos de milímetros.
- Manutenção, geralmente, das propriedades mecânicas do núcleo do aço
- Execução do processo com a peça nas condições dimensionais finais
- Dispensa tratamento térmico adicional como, por exemplo, o revenimento

- Permite a combinação de propriedades superficiais, tais como elevada dureza, resistência a desgaste, resistência à fadiga e resistência à corrosão
- Dispensa a operação de retificação após a nitretação
- Ambientalmente amigável para nitretação a gás (modernos processos) e nitretação iônica

Os tratamentos termoquímicos conhecidos como nitretação e nitrocarbonetação são largamente utilizados pela indústria através de vários processos para o transporte do nitrogênio e, ou, carbono, atômico à superfície das ligas ferrosas. Entre esses processos, de varias marcas comerciais registradas, pode-se citar alguns, conforme mostra a Tabela 1.

Tabela 1- Processos de Nitretação / Nitrocarbonetação disponíveis na indústria

Processo	Marca Comercial	Meio de Tratamento	Observações
Nitrocarbonetação Líquida	“Tenifer®” e “Sursulf®”	Sal fundido	Nitrocarbonetação de ciclo curto
Nitrocarbonetação Gás	“Deganit®” “Lindur®” “Nitreg®-C”	Gás (Dissociação) $\text{NH}_3 + \text{N}_2 + \text{CO}_2$	Ciclo curto e/ou “longo”
Nitretação	“Nitrex®”	Gás (Dissociação) $\text{NH}_3 + \text{N}_2$	Ciclo curto / longo Com controle automático
Nitretação Nitrocarbonetação	“Ionit®” / “Ionitride®”	Gás (Ionização) $\text{N}_2 + \text{H}_2 + \text{CH}_4$	Nitretação Iônica ou Plasma

A difusão de nitrogênio nos aços e ferros fundidos produz uma camada de nitretos denominada “camada de compostos”; ou “camada branca” – é a forma como se apresenta no exame por microscopia óptica - respondendo pelas propriedades tribológicas e anticorrosivas; e uma segunda camada, logo abaixo daquela, denominada “zona de difusão”, que responde pelo incremento na resistência à fadiga de alto ciclo, mas pode também, em alguns casos, responder pela melhoria das propriedades tribológicas [KNERR et al.,1991; LILIENTAL et al.,2001].

A utilização da nitretação se reflete em um aumento do desempenho dos componentes em aços, nas seguintes características [KNERR et al., 1991; THELNING, 1975]:

- Elevação da dureza superficial e da resistência ao desgaste
- Elevação da resistência à corrosão (exceto aços inoxidáveis)
- Elevação da resistência à fadiga
- Redução do coeficiente de atrito

A melhora da resistência à fadiga em alto ciclo é de interesse geral da indústria do setor metal-mecânico. Os setores industriais como automotivo, aeronáutica e agroindustrial têm perdas elevadas associadas ao ciclo de vida de componentes mecânicos quando esta não é cumprida devido à falha prematura, ocorrendo de forma abrupta, contrariamente aos fenômenos associados ao desgaste que, via de regra, sinalizam a perda de eficiência de forma contínua [VATAVUK, 1994].

A busca permanente de melhor desempenho dos motores automotivos mediante incremento da potência conduz à necessidade da elevação da resistência à fadiga dos componentes sujeitos a esforços cíclicos como, por exemplo, as “molas de válvulas”. Os avanços tecnológicos mostrados no final do século XX na fabricação de aços mais limpos, isto é, com menos inclusões, e a combinação dos elementos de liga na busca da maximização das propriedades mecânicas tem limites. E esgotados os limites de combinação dos elementos de liga disponíveis na natureza para melhorar as propriedades do aço para a fabricação de molas, resta modificar a superfície para elevar o limite de resistência à fadiga. Merece destaque o tratamento termoquímico de nitretação para melhorar a resistência à fadiga.

Este trabalho tem por objetivo estudar o efeito do tratamento termoquímico de nitretação a gás na resistência à fadiga de um aço de composição química constituída, principalmente, dos elementos Cromo, Silício e Vanádio, norma SAE 9254V, de fabricação Aços Villares, na forma de arame, diâmetro de quatro (4) milímetros. Esse arame, após o tratamento de nitretação a gás foi submetido a um ensaio de fadiga por flexão-rotativa através de uma técnica desenvolvida pela

indústria fabricante de arames com a finalidade de se determinar a qualidade destes com relação à fadiga.

Além da nitretação, estudou-se o efeito do jateamento com esferas de aço na superfície nitretada, mais conhecido como “shot-peening”, antes e após a nitretação. Conhece-se o efeito benéfico do impacto superficial das esferas de aço para melhorar a resistência à fadiga, principalmente de superfícies sem tratamento superficial.

Capítulo 2

Revisão bibliográfica

2.1- Tratamento Térmico

O arame de aço produzido para a fabricação de mola à indústria automotiva precisa ser submetido a uma operação de tratamento térmico que consiste do aquecimento e resfriamento controlados com o objetivo de se obter propriedades mecânicas e metalúrgicas específicas à aplicação.

O tratamento térmico do arame é realizado em forno contínuo de atmosfera controlada para evitar o fenômeno de descarbonetação – empobrecimento de carbono na superfície – seguido de resfriamento em tanque de óleo e revenimento em tanque de chumbo (Pb) fundido. A microestrutura resultante é de martensita revenida.

A martensita, microestrutura resultante do processo de tempera, permite combinações ótimas de resistência e tenacidade (medida pela resistência ao impacto) dos aços de construção mecânica – aços de baixa liga. O tratamento térmico de tempera consiste em resfriar o aço, após a austenitização, a uma velocidade suficientemente rápida para evitar as transformações perlíticas e bainíticas, obtendo-se estrutura metaestável martensítica [MEI e COSTA e SILVA, 1988].

A transformação da austenita em outro constituinte pode ocorrer por difusão, cisalhamento ou mistura dos dois mecanismos, conforme ilustrado pela Figura 2.1.

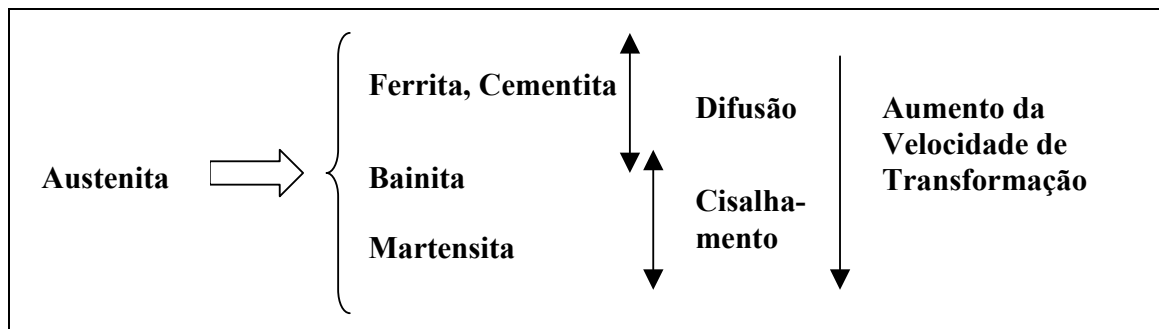


Figura 2.1 – Mecanismos operantes na decomposição da austenita [MEI e COSTA e SILVA, 1988]

O processo de difusão é lento, envolvendo a movimentação e rearranjo dos átomos para formar uma nova fase, enquanto que o processo de cisalhamento é praticamente instantâneo, envolvendo apenas a deformação da rede cristalina.

2.1.1 – Tensões na têmpera

A severidade com que ocorre o resfriamento na têmpera faz surgir gradientes de temperatura bastante acentuados entre o centro e a superfície de uma peça. A presença desses gradientes de temperatura na peça a temperar faz surgir tensões internas. Os principais fatores que contribuem para a ocorrência das tensões residuais são as seguintes: [MEI e COSTA e SILVA, 1988].

- 1 - Contração do aço durante o resfriamento
- 2 - Expansão associada com a transformação martensítica
- 3- Mudanças bruscas de secção e outros concentradores de tensão

Dependendo da magnitude das tensões resultantes da combinação desses esforços, podem ocorrer:

- Deformação (empeno da peça)
- Ruptura (trincas de têmpera)
- Tensões residuais

De uma maneira geral, o resultado de transformação martensítica em toda a seção transversal resulta em tensões residuais de tração na superfície. Vale no entanto salientar que o resultado de resfriamento rápido sem transformação de fase importa na geração de tensões residuais na superfície. Esse é o caso de resfriamento rápido após a realização do revenimento, quando já não ocorrem mais transformações de fases [SILVA, 1979].

2.1.2 – Revenimento

A estrutura de um aço temperado é formada pelos constituintes martensita e austenita retida, sendo praticamente impossível obter uma estrutura homogênea, completamente martensítica. A redução desta heterogeneidade estrutural é um outro objetivo que pode ser atingido com o tratamento de revenimento. [PEDRAZA et al., 1979].

A metaestabilidade da martensita é caracterizada pela permanência dos átomos de carbono nos interstícios em que se encontravam na austenita. Sendo a martensita uma estrutura metaestável, fornecendo-se energia para a difusão (revenimento), a supersaturação de carbono será reduzida pela precipitação de carbonetos. Esta precipitação conduz à diminuição da dureza, além de o revenimento funcionar como uma operação de alívio de tensões residuais decorrentes da têmpera [MEI e COSTA e SILVA, 1988].

Uma gradual diminuição da resistência à tração acompanha as modificações que sofre a microestrutura do aço temperado ao ser revenido a temperaturas crescentes. A Aços Villares confirma esse fato através de ensaios conduzidos em laboratório para o arame estrutural de aço CrSiV, sendo isto ilustrado pela Figura 2.2..

A Figura 2.2 mostra que o aço CrSiV começa a apresentar sensibilidade à temperatura de revenimento, com a subsequente redução na resistência à tração, e dureza, a partir da temperatura de 400°C. A manutenção, ou a mínima redução, de dureza de núcleo na nitretação deverá levar em consideração o comportamento desse aço à temperatura de nitretação escolhida.

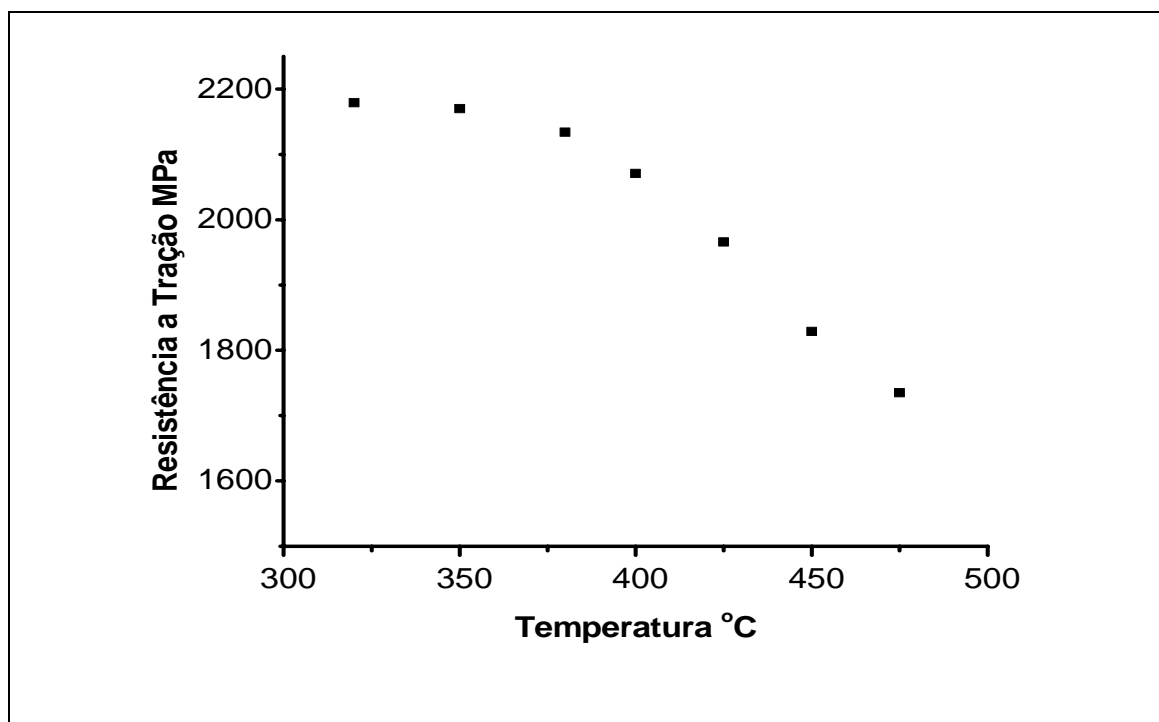


Figura 2.2 – Resistência à tração em função da temperatura de revenimento do arame de aço CrSiV [VILLARES, 2002]

Os processos de nitretação utilizam temperaturas inferiores à 600°C, porém o tempo na temperatura tenderá a ser maior quanto menor esta temperatura. A combinação adequada desses dois parâmetros é de grande importância para a manutenção das propriedades obtidas pelo revenimento anterior. As mudanças nas propriedades dos aços dependem do tempo e da temperatura de revenimento.

A Figura 2.3 mostra o efeito da duração do revenimento de um aço 0,82%C sobre a dureza, para quatro temperaturas diferentes, na qual a queda de dureza é acentuada nos primeiros minutos de revenimento, porém a partir de duas (2) horas de revenimento a perda de dureza não é expressiva [COSTA e SILVA, 1988]. Assim, para a redução de dureza do aço seria mais conveniente aumentar a temperatura do que mantê-la numa temperatura inferior por um tempo muito longo.

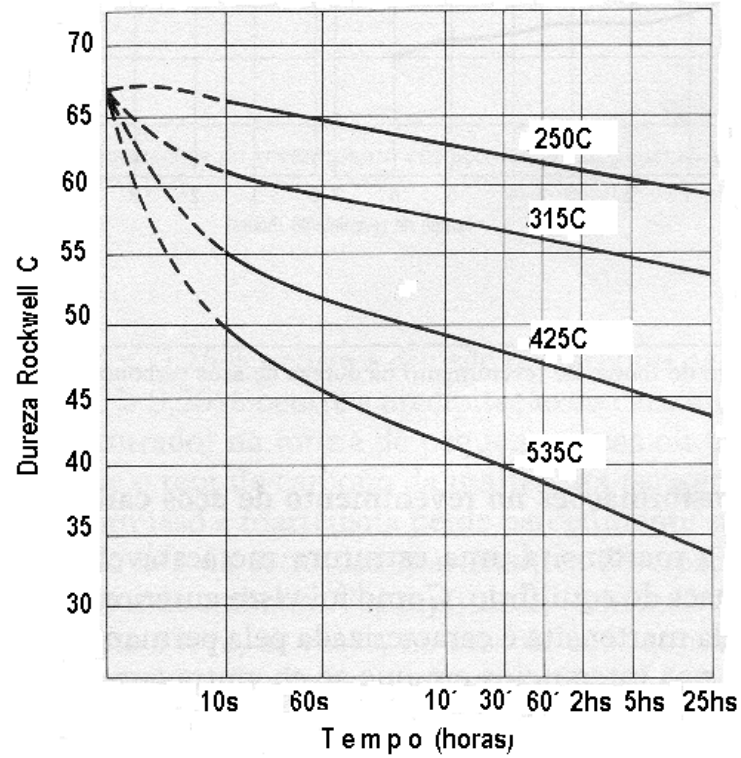


Figura 2.3 – Efeito da duração do revenimento de um aço com 0,82%C sobre a dureza, para quatro diferentes temperaturas [MEI e COSTA e SILVA,1988].

2.2 - Nitretação

A ação endurecedora que o nitrogênio exerce sobre o ferro e o aço foi descoberto por Fremy, 1861, quando experimentava a ação do amoníaco (gás amônia) sobre peças de aço aquecidas a elevadas temperaturas [BARREIRO, 1971].

O tratamento termoquímico de nitretação consiste da modificação de superfícies de ligas ferrosas, no estado sólido, por difusão de nitrogênio no interior do reticulado cristalino, onde a ferrita é mais estável, e em temperaturas na faixa de 350 a 590° C [O'BRIEN,1991; EDENHOFER,1974; BARREIRO, 1971].

A nitretação por meio de gás amônia, envolvendo apenas a adsorção de nitrogênio, é considerada simplesmente como nitretação. Quando além do nitrogênio, o carbono também é introduzido, o tratamento é chamado de nitrocarbonetação, podendo ser desenvolvido numa atmosfera gasosa, em banho de sal ou utilizando a tecnologia de plasma [THELNING, 1975; BARREIRO, 1971].

A superfície nitretada pode apresentar uma camada externa, denominada de camada de compostos, ou “camada branca”, e uma outra camada logo abaixo desta, denominada de “camada de difusão” [KNERR et al.,1991; HOFFMANN,1992; BELL, 1991; LILIENTAL e LARSON, 2001].

2.2.1 - Diagrama de Fases Fe-N

A importância prática dos diagramas de equilíbrio Fe-N e Fe-N-C é a compreensão das transformações de fase que ocorrem nas superfícies dos aços durante a nitretação na medida em que se aumenta o teor de nitrogênio e carbono, conforme mostra o diagrama de equilíbrio Fe-N da Figura 2.4 [METALS HANDBOOK, 1973; JACK e JACK, 1973]

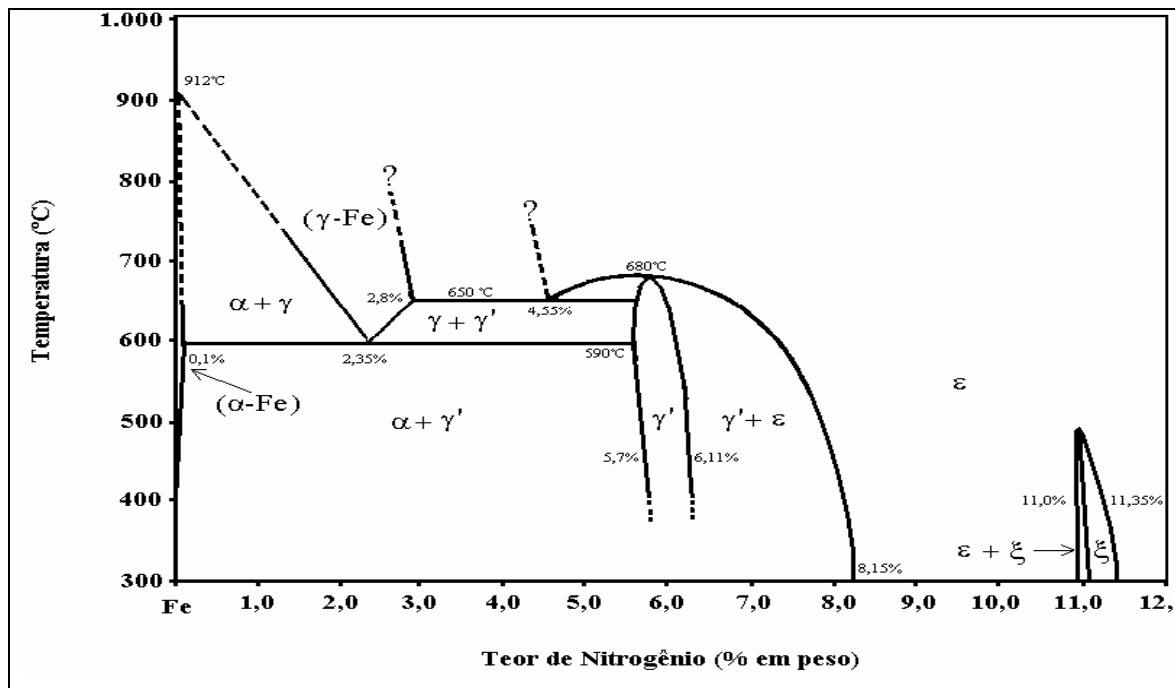


Figura 2.4– Diagrama de equilíbrio Fe-N [METALS HANDBOOK, 1973; JACK e JACK, 1973]

Descrição das principais fases presentes no diagrama de equilíbrio Fe-N:

Fase Fe- α (Cúbica de Corpo Centrado): solução sólida contendo pouco nitrogênio com um limite máximo de solubilidade de 0,10% em peso a 590°C. Com o decréscimo da temperatura para 100°C, a solubilidade decai para, aproximadamente, 0,001%, em peso [METALS HANDBOOK, 1973; HANSEN, 1958]

Fase Fe- γ (Cúbica de Face Centrada): solução sólida estável acima de 590°C, com um limite máximo de solubilidade de 2,8% de nitrogênio, em peso, a 650° C [METALS HANDBOOK, 1973].

Fase Fe₄N- γ' (Cúbica de Face Centrada): fase presente numa pequena faixa estequiométrica, situando-se entre 5,7 e 6,11%, em peso, de nitrogênio a 450°C, e com estabilidade térmica até 680°C [METALS HANDBOOK, 1973; JACK e LIGHTFOOT, 1973].

Fase $\text{Fe}_{2-3}\text{N}-\epsilon$ (Hexagonal Compacta): pode apresentar nitrogênio numa ampla variável, dissolvendo no máximo cerca de 11,10%, em peso, para temperaturas inferiores a 500°C [HANSEN, 1958]. O menor limite de solubilidade de nitrogênio nesta fase foi encontrado a 700°C, sendo inferior a ao encontrado na fase γ' [METALS HANDBOOK, 1973].

Fase $\text{Fe}_2\text{N}-\xi$ - (Ortorrômbica de Face Centrada): presente numa estreita faixa estequiométrica de 11,10 a 11,30%, em peso, de nitrogênio (quantidade máxima de nitrogênio observada no diagrama Fe-N), sendo estável entre, aproximadamente, 320 a 500°C [METALS HANDBOOK, 1973].

A Tabela 2.1 resume as principais características das fases do sistema Fe-N, segundo Lightfoot and Jack [JACK e LIGHTFOOT, 1973].

Tabela 2.1 – Fases do sistema Fe-N abaixo da temperatura eutetóide [JACK e LIGHTFOOT, 1973]

Fase	Estequiometria	N (% em massa)	Estrutura	Parâmetros de rede (Å)
α	Fe	0,10 max. a 590°C	CCC	2,8864
γ'	Fe_4N	5,77-5,88 a 500°C	CFC	a = 3,795
ϵ	Fe_{2-3}N	7,5-11,0 a 500°C	HC	a = 2,764*; c/a = 1,599
ξ	Fe_2N	11,14	OFC	a = 5,53; b = 4,48; c = 4,25

* parâmetro de rede para célula unitária na composição limite Fe_2N

A Figura 2.5 representa, esquematicamente, a microestrutura típica de camada nitretada no aço de baixo teor de carbono, e correspondente perfil de microdureza [LILIENTAL et al., 2001].

A Figura 2.6 representa, esquematicamente, a microestrutura típica de camada nitretada no aço ligado, e correspondente perfil de microdureza [LILIENTAL et al., 2001].

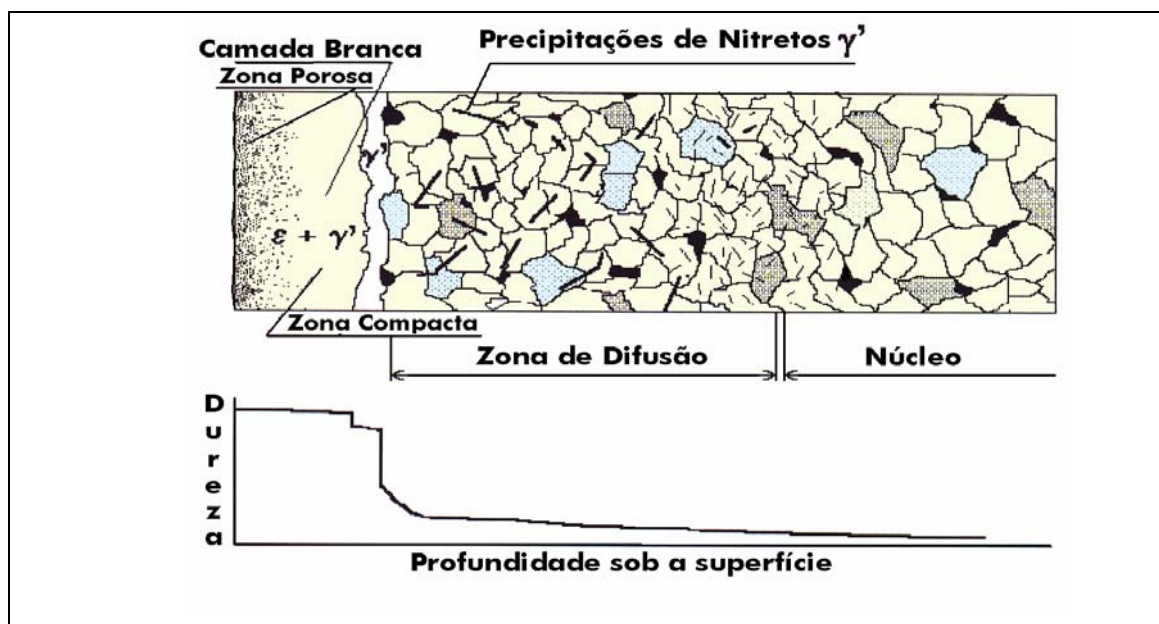


Figura 2.5 – Representação esquemática da camada nitretada para aço baixo carbono [LILIENTAL et al., 2001].

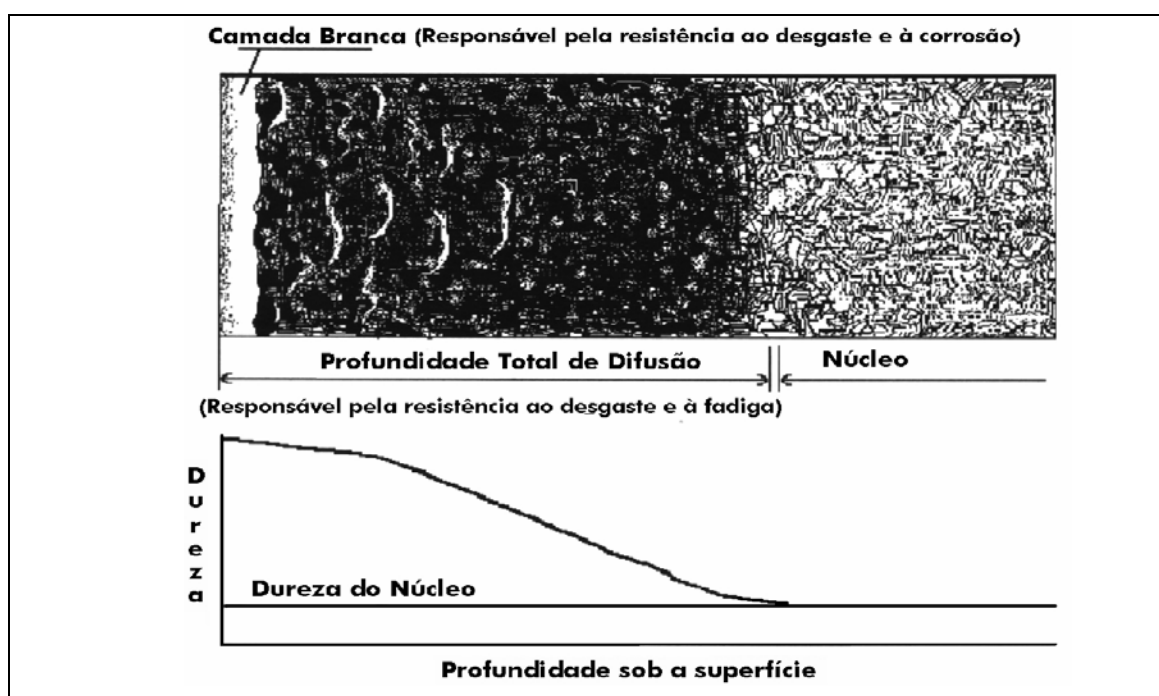


Figura 2.6 – Representação esquemática da camada nitretada para aço ligado [LILIENTAL et al., 2001]

O nitrogênio na zona de difusão para o ferro puro e aços-carbono, dependendo da taxa de resfriamento após a nitretação e o subsequente envelhecimento, pode estar em solução sólida na matriz ou já precipitado como nitretos α'' (Fe_{16}N_2) e γ' (Fe_4N).

Na presença de elementos de liga como Al, Cr, Mo, V, W e Ti – elementos fortes formadores de nitretos – o nitrogênio se apresenta precipitado na forma de nitretos nas temperaturas de nitretação [HOFFMAN, 1992]

A camada de compostos, ou camada branca, no ferro puro e nos aços-carbono pode ser constituída das fases de nitretos / carbonetos ϵ ($\text{Fe}_{2-3}\text{N}/\text{Fe}_{2-3}(\text{C},\text{N})$) ou γ' (Fe_4N), ou ainda uma mistura das duas distribuídas ao acaso, ou em subcamadas [SPRISSLER, 1987; WELLS, 1983; SOMERS, 1987].

Quando em subcamadas, aquela junto à superfície é constituída pela fase ϵ e a subcamada adjacente à zona de difusão é constituída pela fase γ' [SPRISSLER, 1987].

Para os aços ligados, a camada de compostos contém, além de nitretos / carbonitretos de ferro ϵ e γ' , nitretos de elementos de liga como, por exemplo, AlN , Cr_2N e CrN [HOFFMAN, 1992; EDENHOFER, 1974].

Os elementos de liga têm o efeito de segurar o nitrogênio como nitreto. O carbono também tem um forte efeito inibidor para a difusão de nitrogênio [THELNING, 1975].

2.2.2– A Nitretação a Gás

É usualmente reconhecido como nitretação a gás a superfície do aço envolvida com os fenômenos de adsorção e difusão somente de nitrogênio [THELNING, 1975; KNERR et al., 1991].

Os processos modernos de nitretação a gás podem ser conduzidos numa larga faixa de temperatura, de 350 a 590° C. A reação de dissociação do gás amônia (NH₃), ilustrado pela Figura 2.7, é de acordo com a seguinte equação:

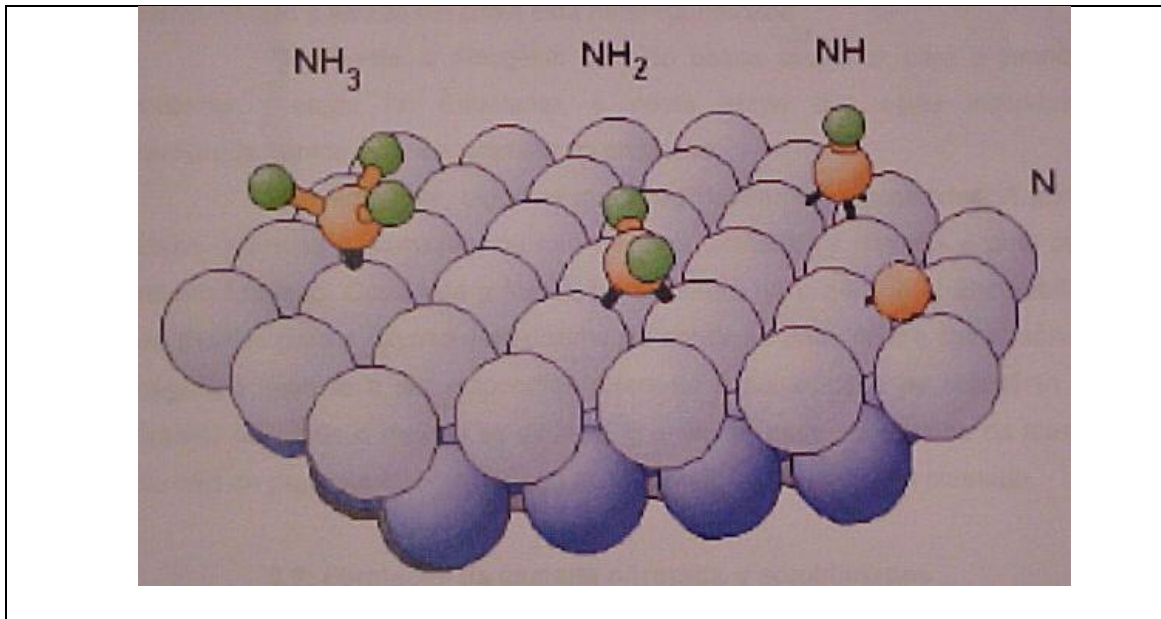
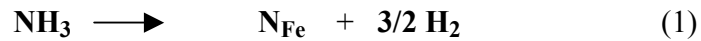


Figura 2.7 – Representação esquemática da dissociação de amônia na superfície do aço [POLITANO, 2003]

O nitrogênio proveniente, geralmente, do gás amônia é introduzido na superfície de ligas ferrosas pela manutenção do metal numa temperatura inferior a Ac₁, para os aços ferríticos [KNERR et al., 1991].

A Figura 2.8 descreve as reações e fenômenos que ocorrem na interface aço-gás durante a nitretação. O mecanismo de dissociação de amônia e subsequente difusão do nitrogênio da superfície do aço na direção do núcleo tem sido proposto por W.Lerche [CZELUSNIAK et al., 1994].

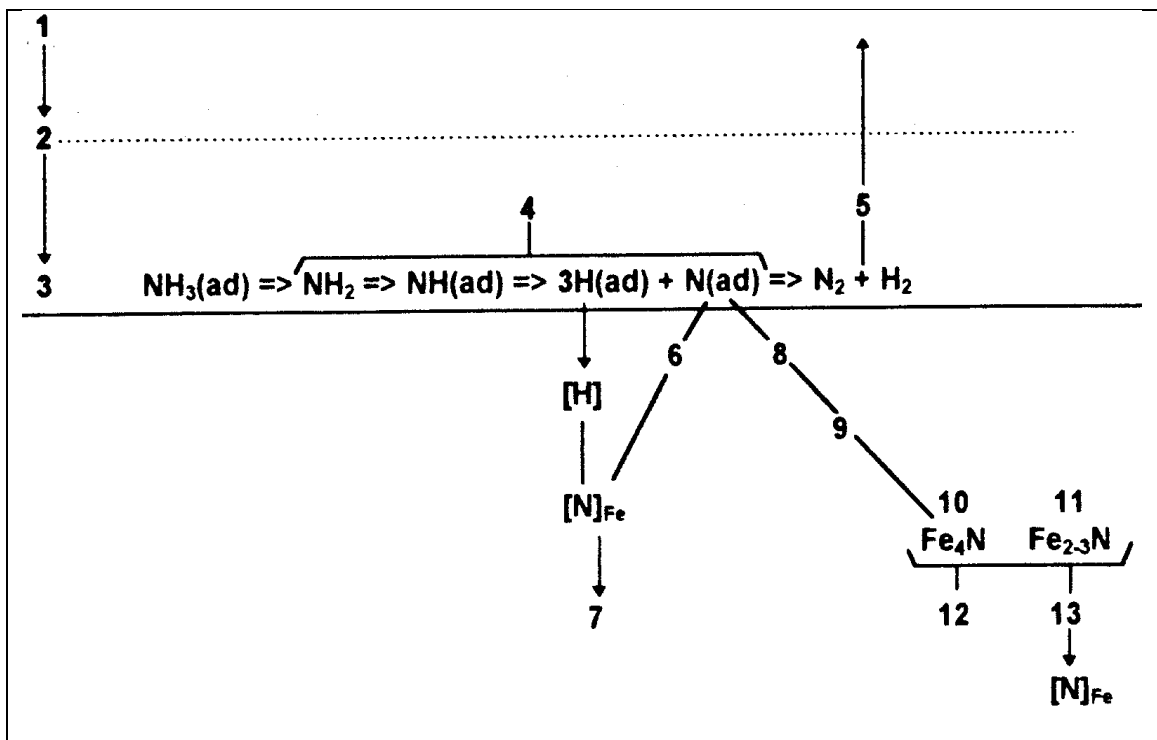
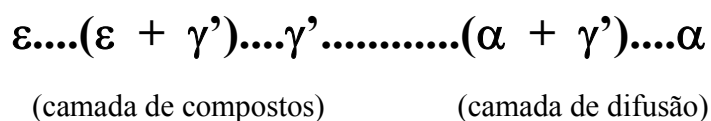


Figura 2.8 – Reações na interface gás-aço durante a nitretação [CZELUSNIAK et al.,1994]

No final do processo de nitretação, as fases encontradas na camada nitretada da superfície para o núcleo são apresentadas, esquematicamente, a seguir:



As misturas de fases $(\varepsilon + \gamma)'$ e $(\alpha + \gamma')$ são desenvolvidas durante o resfriamento.

A sequência de reações da Figura 2.8 é descrita em detalhes na Tabela 2.2, conforme mostrado a seguir.

Tabela 2.2 – Descrição das reações químicas da nitretação a gás [CZELUSNIAK et al., 1994]

Seqüência	Descrição das reações
1	Transporte da molécula de amônia (NH ₃) para zona de transição imediatamente adjacente à superfície do componente
2	Difusão da molécula de amônia através dessa zona
3	Adsorção da molécula de amônia pela superfície do aço
4	Dissociação catalítica da molécula de amônia em NH ₂ , NH, N e H
5	Transporte do nitrogênio e hidrogênio recombinados pela zona de transição
6	Transporte do nitrogênio nascente adsorvido para o aço
7	Difusão do nitrogênio da superfície do aço na direção do núcleo, dirigido pelo gradiente de concentração local de nitrogênio
8	Nucleação localizada de nitretos γ' e, ou, ϵ na superfície, quando a concentração máxima de nitrogênio for excedida
9	Crescimento da nucleação de nitretos
10	Formação e crescimento da fase compacta γ'
11	Formação e crescimento da fase compacta ϵ
12	Incremento da espessura de camada superficial constituída de nitretos γ' e, ou, ϵ
13	Difusão de nitrogênio da interface de nitretos/ α -Fe para o substrato, formando a camada de difusão

A Figura 2.9 mostra as fases presentes na camada de compostos de um aço carbono nitretado a gás, processo nitretação a gás de duplo estágio, identificadas por diferentes técnicas de ataques por reagentes químicos e observadas por microscopia óptica [TOTH, 2002].

A camada de difusão, para aços carbono, não é visível pela técnica metalográfica de ataques por reagentes químicos.

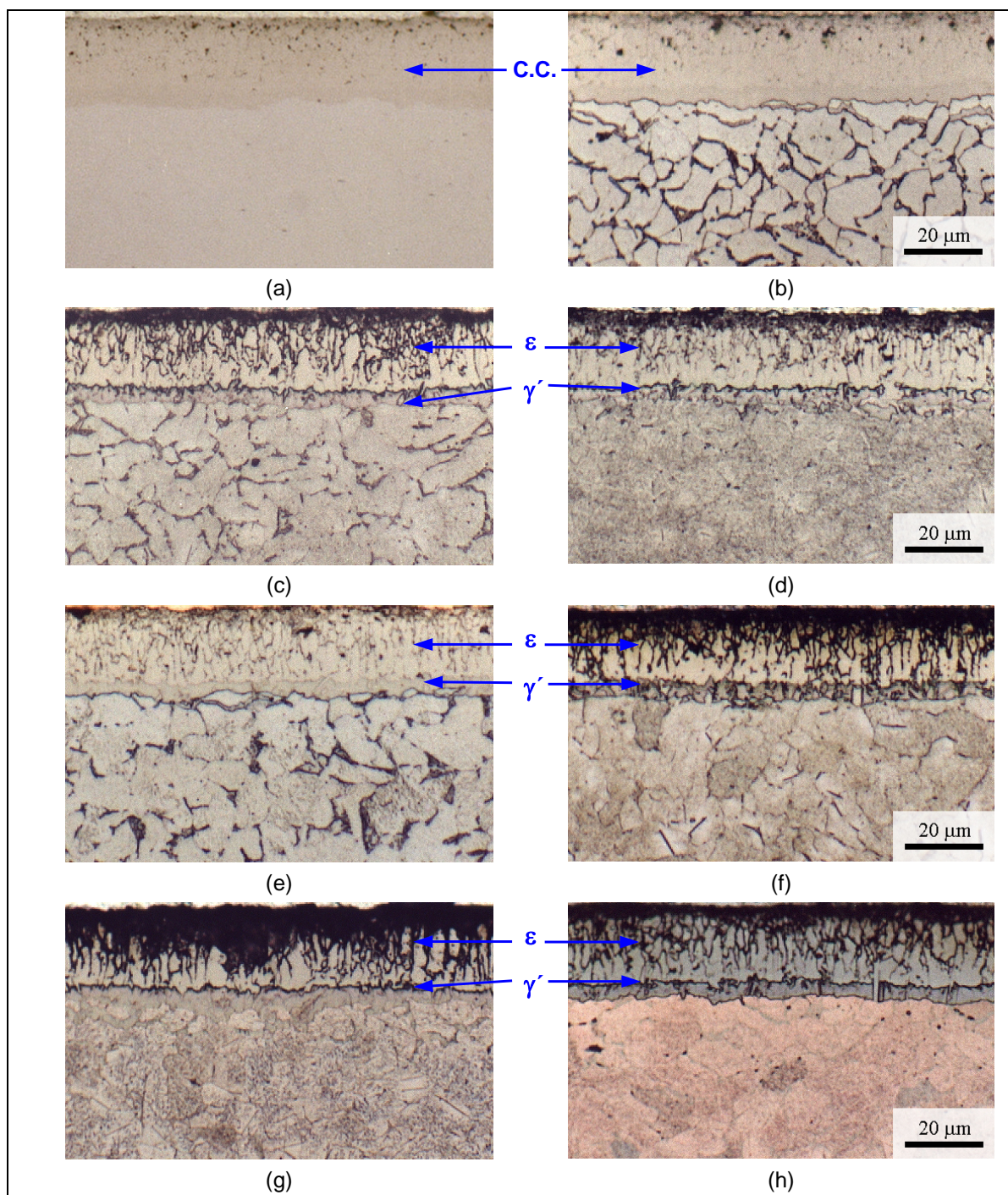


Figura 2.9 - Aço SAE 1012 normalizado nitretado a gás (Deganit). a) sem ataque (CC - camada de compostos); b) Nital 2%; c) Nital 2%+Meyer-Eichholtz; d) Meyer-Eichholtz; e) Picral; f) Villela; g) Oberhoffer; h) Sulfato-Cloreto.

A Figura 2.10 ilustra a formação da camada de compostos e camada de difusão durante o processo de aquecimento e manutenção à temperatura de nitretação e, em seguida, a condição final da camada nitretada cumprido o resfriamento [NITREX, 2002]

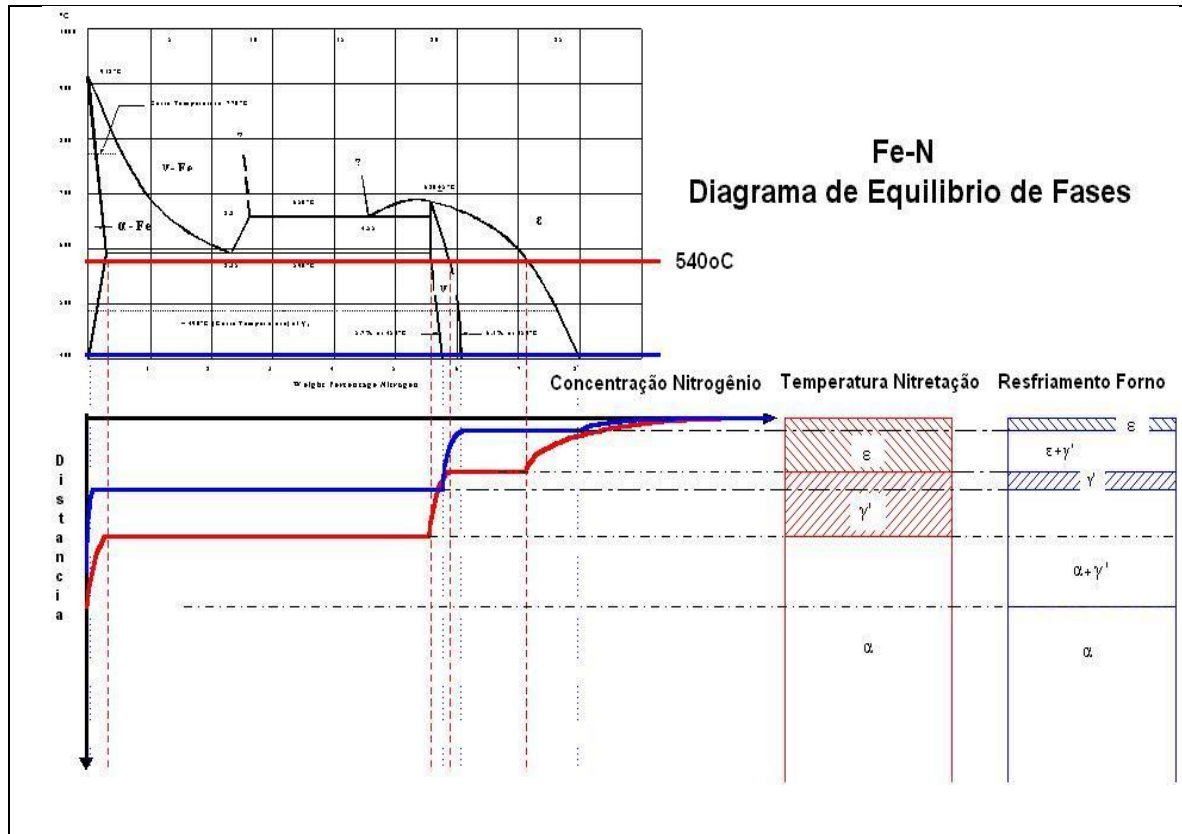


Figura 2.10 – Fases formadas após nitretação e resfriamento [NITREX, 2002]

Segundo o esquema mostrado na Figura 2.11, a concentração de nitrogênio atômico dissolvido intersticialmente no reticulado cristalino do Fe- α cresce gradativamente. Quando esta concentração exceder a máxima solubilidade de nitrogênio terá início à nucleação de nitretos de ferro, com aproximadamente 5,9% em peso de nitrogênio. Os primeiros núcleos de nitretos a se formarem no ferro puro são os do tipo gama linha (γ') e, em seguida, os do tipo epsilon (ϵ), com, pelo menos, 6,2% em peso de nitrogênio. Esses nitretos formados compõem a denominada camada branca, ou camada de compostos, e situada na superfície do aço [LILIENTAL et al., 2001].

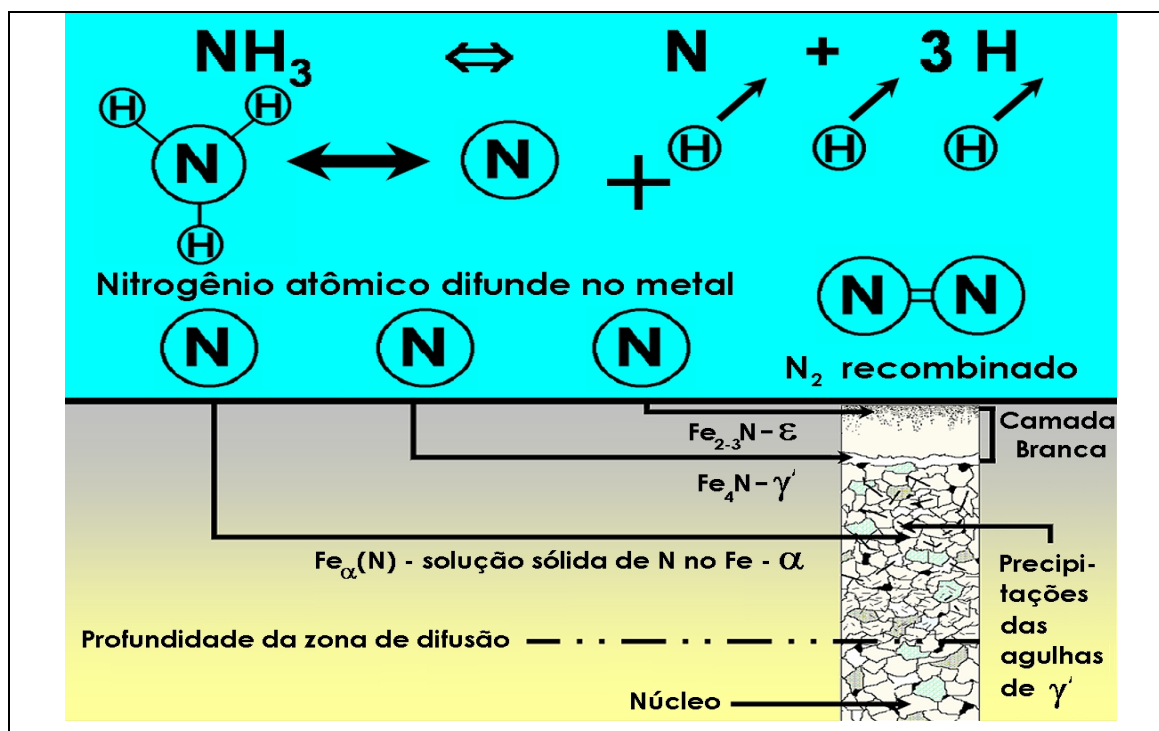


Figura 2.11 – Esquema da dissociação da amônia e difusão do nitrogênio no aço [LILIENTAL et al., 2001; LILIENTAL e LARSON, 2001]

Num pequeno intervalo de tempo, inferior a dois segundos, a pequena fração de átomos de nitrogênio produzidos é absorvida pelo Ferro- α , enquanto o restante se recombina para formar o nitrogênio molecular N_2 que, neste estado, é inerte ao processo de nitretação [KNERR, 1991; FLOE, 1977].

Nos processos convencionais, a atividade de nitrogênio atômico durante a nitretação é controlada apenas através do fluxo de amônia dentro do forno e do grau de dissociação de amônia. O grau de dissociação é medido pelo gás de saída do forno de nitretação, através de uma bureta de dissociação. O princípio da medição é que o gás de amônia se dissolve na água, fato que não ocorre com o hidrogênio e nitrogênio.

O nitrogênio atômico tem existência fugaz e, por conta disso, o fornecimento de amônia nova para a superfície do aço precisa ser permanente [KNERR, 1991; MALDZINSKI et al., 1998].

Uma elevada taxa de fluxo de amônia dentro do forno propicia uma alta atividade de nitrogênio atômico, isto é, a nitretação é mais acentuada, porém, por outro lado, o grau de dissociação medido no gás de saída do forno é baixo [THELNING, 1975; FIOE, 1977].

Embora exista estudo associado à reação catalítica de dissociação da amônia na superfície ferrosa em um meio químico ativo, seria interessante uma abordagem que levasse em conta a superfície cerâmica da camada branca sobre esse efeito catalítico [VATAVUK e COLOSIO, 1997].

O fenômeno de formação da “camada branca” frágil motivou o estudo do processo de nitretação na busca da superação desse inconveniente e, desta forma, novos métodos de nitretação foram desenvolvidos gerando diversas marcas comerciais. Um desses métodos é o de “duplo estágio”, desenvolvido por Floe, sendo o método que utiliza o potencial de nitrogênio como principal parâmetro de controle [FLOE, 1977]

KNERR et al., 1991, relatam que a nitretação a gás tradicional pode ser conduzida de duas formas: um processo do tipo “estágio simples” e outro de “duplo estágio”.

- O processo de “estágio simples” é conduzido na faixa de 495 a 525°C, com dissociação de amônia variando de 15 a 30%. Esse processo produz uma camada nitretada frágil e rica em nitrogênio [KNERR, 1991; LILIENTAL et al., 2001].
- O processo de “duplo estágio”, conhecido como “processo Floe”, exceto pelo tempo, o primeiro estágio é idêntico ao do processo de “estágio simples”. No segundo estágio, com o objetivo de reduzir a espessura da camada branca produzida no “estágio simples”, a temperatura pode ser a mesma do primeiro estágio, ou pode ser elevada para até 565°C com a taxa de dissociação de amônia aumentada para 65 a 80% (preferencialmente, para 80 a 85%) [KNERR, 1991].

A elevada taxa de dissociação de amônia no segundo estágio, geralmente, é obtida com o auxílio de um dissociador externo. O aspecto principal desse segundo estágio é reduzir a espessura da camada de compostos produzida no primeiro estágio [KNERR, 1991].

2.2.3 – Controle do Potencial de Nitrogênio

O potencial de nitrogênio (K_N) é definido como sendo uma medida da atividade nitretante da atmosfera e também pode ser compreendido como sendo a quantidade termodinâmica que determina a concentração máxima de nitrogênio (%N) na superfície do aço a uma determinada temperatura [LILIENTAL, 2001; TYMOWSKI et al., 1994].

O potencial de nitrogênio K_N , resultado da equação (1) descrita anteriormente, pode ser expresso matematicamente pela fórmula:

$$K_N = \frac{p_{NH_3}}{\sqrt{(p_{H_2})^3}} \quad (2)$$

Onde:

K_N = constante de equilíbrio da reação de dissociação da amônia

p_{NH_3} = pressão parcial do gás de amônia da atmosfera do forno

p_{H_2} = pressão parcial do hidrogênio da atmosfera do forno

Essas medições de pressão parcial são realizadas mediante a utilização de um analisador de gás, integrado ao circuito de operação de forno de nitretação, para amostras contínuas do gás de saída do forno.

A Figura 2.12 mostra o diagrama termodinâmico de Lehrer, atualizado nos anos 70 por Maldzinski, do potencial de nitrogênio K_N em função da temperatura. O diagrama de Lehrer/Maldzinski mostra que para uma dada concentração de nitrogênio na superfície do metal

está associada uma dada temperatura e potencial de nitrogênio [LILIENTAL et al., 2001; LILIENTAL e LARSON; TYMOWSKI et al., 1994].

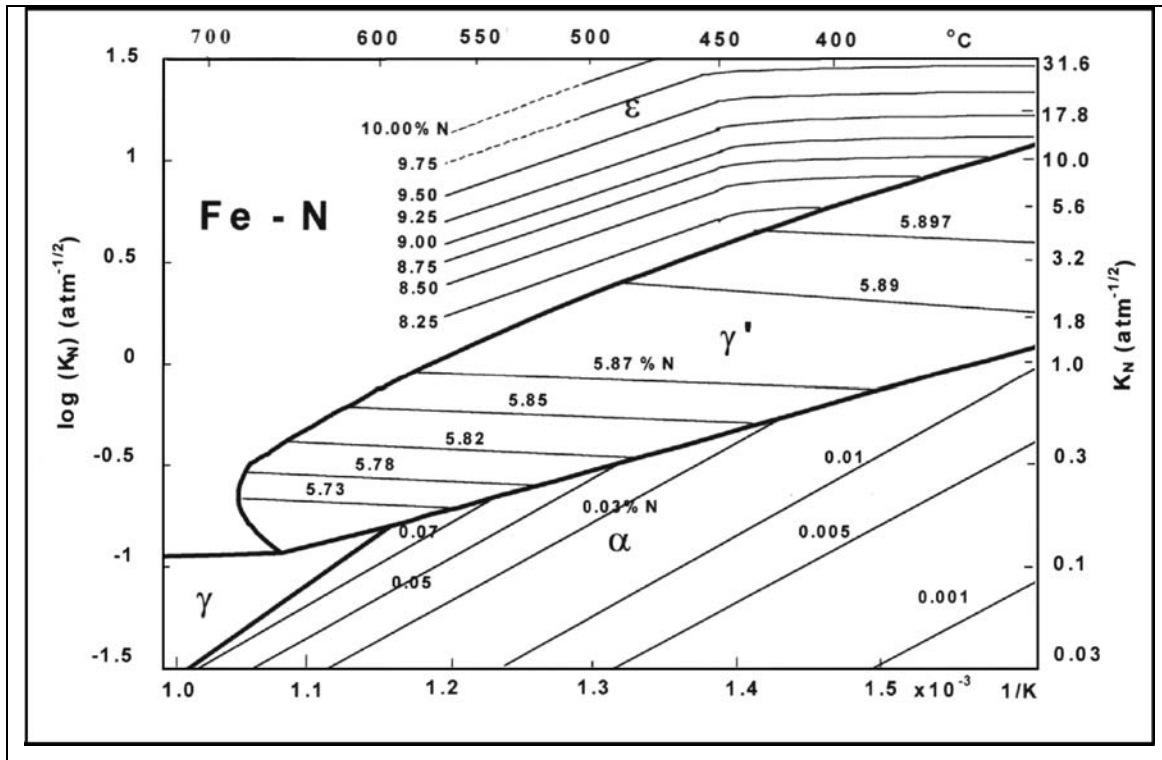


Figura 2.12 – Diagrama de Lehrer / Maldzinski [LILIENTAL e LARSON, 2001]

O controle automático do potencial de nitrogênio (K_N), anteriormente selecionado, para a execução do processo de nitretação a uma dada temperatura, e determinado tempo, resulta num controle das características da camada de compostos, em termos da sua espessura, concentração de nitrogênio e perfil de dureza e morfologia da zona de difusão.

Essa condição de controle, portanto, oferece melhores propriedades superficiais em componentes nitretados destinados a aplicações específicas [LILIENTAL et al., 2001; LILIENTAL e LARSON, 2001; TYMOWSKI et al., 1994].

Segundo TYMOWSKI et al., 1994, concentrações elevadas de nitrogênio nas superfícies nitretadas estão relacionadas com valores elevados de K_N , isto resultando em camada de compostos e perfil de concentração de nitrogênio mais abrupto. E, por outro lado, camadas nitretadas sem camada de compostos, ou camada branca, são possibilitadas por K_N baixos.

As propriedades da camada de compostos, como dureza, fragilidade e capacidade de suportar carga estão diretamente relacionadas com a composição química da fase da camada, ou melhor, da sua concentração de nitrogênio [LILIENTAL et al., 2001; LILIENTAL e LARSON, 2001].

A Figura 2.13 mostra a camada branca obtida para duas condições de nitretação do aço SAE 4340, mesma espessura de camada de compostos, porém utilizando-se de processos com e sem controle do potencial de nitrogênio.

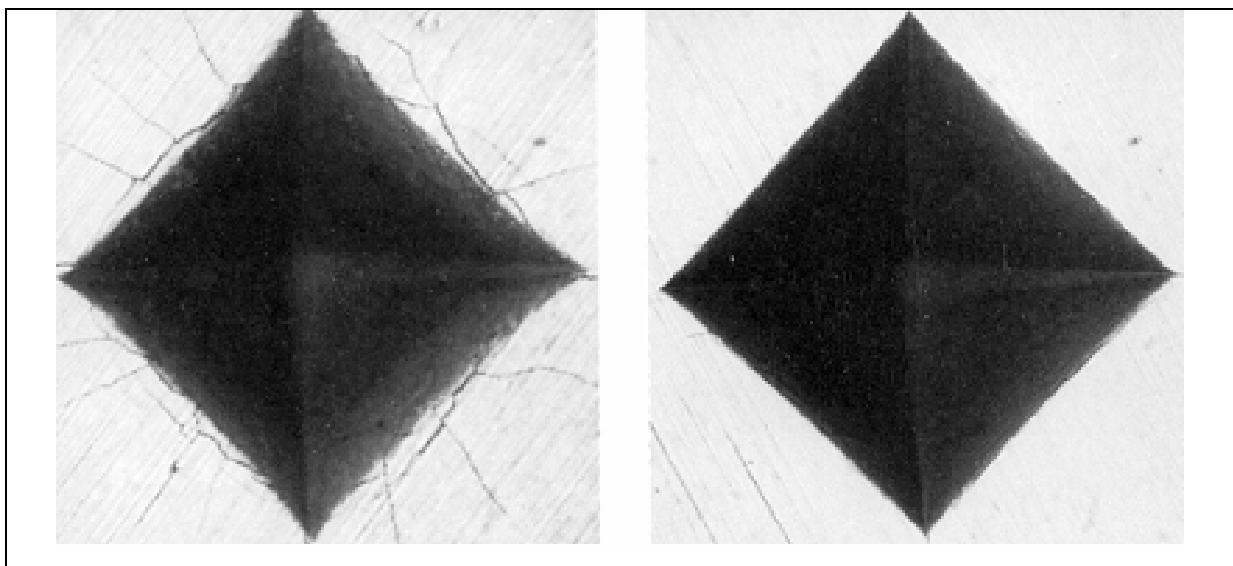


Figura 2.13 – Impressão de microdureza Vickers, 30kg, aço 4340 [LILIENTAL et al., 2001; LILIENTAL e LARSON, 2001; TYMOWSKI et al.;1994].

Observa-se na Figura 2.13 que a impressão de microdureza Vickers, com carga 30kgf, produz uma deformação na superfície da camada nitretada e desenvolve microtrincas para a camada obtida por processo sem controle do potencial de nitrogênio. O mesmo não ocorre para a camada nitretada obtida por processo de nitretação com controle do potencial de nitrogênio. Esse comportamento é resultado da concentração diferente de nitrogênio presente na formação da camada de compostos que, neste caso, acusa maior concentração de nitrogênio para a impressão de microdureza que causou trincas na deformação [LILIENTAL et al., 2001; TYMOWSKI et al.,1994].

2.2.4 – Difusão

Difusão pode ser definida como o movimento da matéria que pode ocorrer nos estados gasoso, líquido e sólido. Na difusão em estado sólido, os átomos da rede cristalina estão situados em posições bem definidas, mas apresentam um movimento de vibração em torno desta posição de equilíbrio. Esses movimentos de vibração são termicamente ativados e, em certas condições termodinâmicas, possibilitam o movimento dos átomos para posições adjacentes na rede, provocando um transporte de matéria. Esses movimentos se dão através de “saltos” aleatórios e um grande número desses “saltos” provoca um movimento global de matéria [SANTOS, 2002].

Sob o ponto de vista termodinâmico, a difusão pode ser considerada como um processo irreversível e espontâneo (diminui a energia livre do sistema) [SANTOS, 2002].

A nitretação está enquadrada nos processos dependentes do fenômeno de difusão. A dependência da difusividade com a temperatura segue a expressão fundamental:

$$D = D_0 \cdot \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (3)$$

Onde,

D - Coeficiente de difusão [cm^2/s]

D_0 - Fator de frequência [cm^2/s]

Q - Energia de Ativação do processo de difusão [KJ/mol]

T - Temperatura absoluta [K]

R - Constante universal dos gases

A partir da expressão apresentada pode-se observar a forte dependência da difusão com a energia de ativação e a temperatura. A energia de ativação é uma medida da dificuldade da mudança de posição dos átomos de soluto no reticulado cristalino do solvente de tal modo que altos valores de energia de ativação correspondem a uma baixa difusividade. A difusividade dos

elementos de liga guarda forte relação com a classe a que pertencem, quais sejam se intersticiais ou substitucionais [ROTHERY, 1968].

Uma variável que assume importância fundamental no processo de difusão é a solubilidade do soluto na matriz, ou seja, para uma determinada mobilidade atômica a maior concentração em solução quando a solubilidade é maior significa um maior fluxo atômico. Este fato é de fácil observação se tomada a primeira Lei de Fick, onde:

$$\mathbf{J} = - D \cdot \frac{\delta C}{\delta x} \quad (4)$$

Onde,

J - Fluxo de difusão [átomos / s.cm²]

D - Coeficiente de difusão [cm²/s]

C – (δC) Gradiente de concentração atômica [átomos/cm³]

x – (δx) Gradiente de distância [cm]

Uma diferença fundamental quando se compara o processo de difusão envolvido como na cementação e na nitretação é que a primeira ocorre no campo gama onde a solubilidade dos intersticiais é superior, já a nitretação é realizada no campo de estabilidade da ferrita, que possui uma baixa solubilidade para elementos de liga intersticiais como, por exemplo, o nitrogênio.

A espessura das camadas obtidas por processos que envolvem a difusão apresenta, a partir das condições de contorno da segunda lei de Fick, uma dependência com o tempo e coeficiente de difusão, do elemento em estudo, que obedece a uma relação do tipo [SANTOS,2002; LIVERPOOL UNIVERSITY,1996].

$$\mathbf{p} = \sqrt{D.t} \quad (5)$$

Onde,

p - profundidade de camada [mm]

D – coeficiente de difusão [cm^2/s]

t – tempo [s]

A energia de ativação para a difusão é sempre menor no ferro-alfa (em relação ao ferro-gama, tanto para os elementos de liga substitucionais quanto para os intersticiais. Essa diferença de comportamento está relacionada à natureza menos compacta da estrutura cúbica de corpo centrado (ferro-alfa), também denominado de “estrutura aberta”, permitindo uma maior mobilidade atômica) [ROTHERY, 1968].

Durante o resfriamento, quando o aço passa do campo gama para o campo alfa ocorre uma expansão volumétrica, o que está relacionado à formação de uma estrutura menos compacta. As energias de ativação para difusão são sempre maiores para os elementos substitucionais como Cromo, Níquel, Alumínio, etc..., do que para os intersticiais como, por exemplo, o Hidrogênio, Nitrogênio, Carbono e Boro.

Entre os substitucionais existe uma tendência dos átomos de maior diâmetro atômico como, por exemplo, o Tungstênio, apresentarem maior energia de ativação para a difusão e, portanto, menor mobilidade.

A massa atômica também deve exercer uma redução da difusividade de tal modo que entre solutos de mesmo diâmetro atômico aquele de maior massa atômica deve difundir de forma mais lenta. A difusão dos intersticiais será sempre ordem de grandeza mais rápida do que a difusão dos substitucionais a uma dada temperatura [ROTHERY, 1968].

Esse fato apresenta uma consequência prática interessante ressaltar, conforme descrito na Tabela 2.3, de que as reações de revenido dos aços-ferramenta os carbonetos complexos só começam a se formar em temperaturas acima de 350°C [HONEYCOMBE, 1981].

Tabela 2.3 – Faixas de temperaturas de difusão de átomos intersticiais e substitucionais [VATAVUK, 2003]

T < -100 °C	-100 °C < T < 350 °C	T > 350 °C
Os elementos intersticiais, exceto o H, tornam-se praticamente imóveis	Os elementos intersticiais são móveis e, os substitucionais são praticamente imóveis	Os elementos intersticiais e os substitucionais são móveis

O Hidrogênio, que entre os intersticiais é o que ocupa menor volume, apresenta grande mobilidade mesmo à temperatura ambiente e, já a 250 °C pode, em grandes blocos forjados, levar cerca de três dias para caminhar distâncias da ordem de meio metro. Os outros intersticiais começam a mostrar certa mobilidade a partir de 100 °C [VATAVUK, 2003].

2.3 – Fadiga dos Materiais

Conforme a ASTM E-1150, fadiga é o processo de alteração estrutural progressivo, localizado e permanente que ocorre em um material submetido a condições que produzem variações de tensões e deformações em um ou mais pontos do material e que pode culminar em trincas ou fratura completa após um número suficiente de flutuações, ou ciclos. Na tecnologia de vidros e cerâmicas ocorre o fenômeno de fratura assistida pelo meio, na presença de umidade, que é conhecida como fadiga estática.

O método básico de apresentação de dados experimentais de fadiga é através da curva $\sigma - N$, onde é lançada em gráfico a tensão σ contra o número de ciclos necessários para a fratura N [DIETER, 1981].

A fadiga em alto ciclo é controlada por tensões cíclicas caracterizadas por:

- Tensões nominais menores que o limite de escoamento
- Vida (número de ciclos até a fratura) maior que 10^3 a 10^4 ciclos

As falhas por fadiga representam cerca de 90% das falhas em serviço relacionadas com causas mecânicas. Para o fenômeno da fadiga ocorrer é necessário a ocorrência simultânea de [MADAYAG,1969]:

- Tensões Cíclicas, ou variáveis
- Deformações plásticas (macro ou microscópicas)
- Tensões normais de tração

O fenômeno da fadiga não ocorre se quaisquer uns desses três fatores acima forem eliminados.

2.3.1 – Propagação da Trinca

As trincas de fadiga iniciam-se, geralmente, em pontos de concentração de tensões que possam estar próximos ou presentes na superfície desde o início, ou se desenvolver durante a deformação cíclica. O deslizamento persistente e irreversível de bandas de deslizamento, produzido por deformação cíclica, provoca microdeformações, formando ressaltos e reentrâncias que tendem a agrupar-se, denominadas de extrusões e intrusões [REED-HILL, 1982].

A Figura 2.14 apresenta o conceito de Wood de microdeformação levando à formação de trinca de fadiga: deformação de fadiga originando um entalhe superficial (intrusão); e, deformação de fadiga originando extrusão.

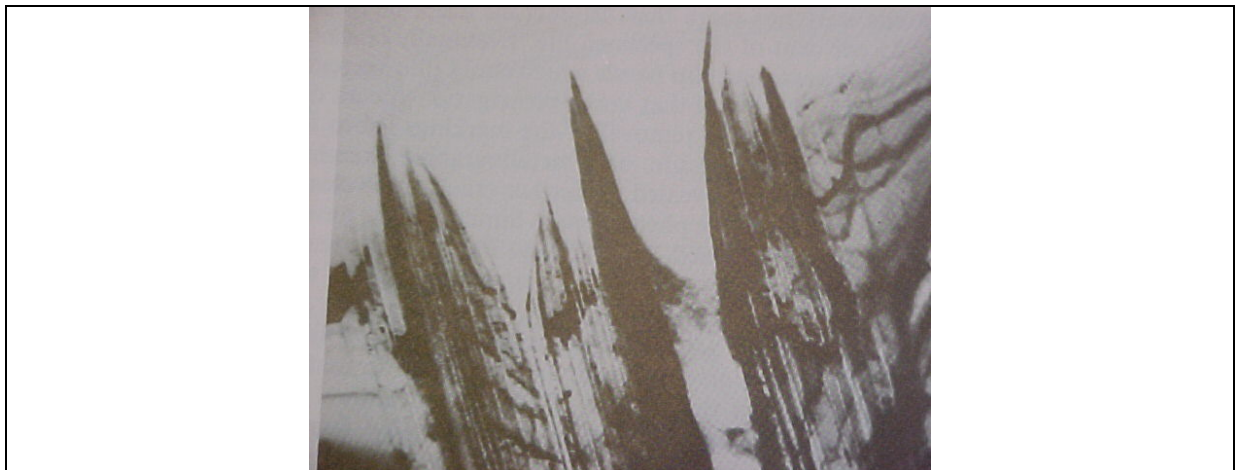


Figura 2.14 – Estrias de fadiga em aço inoxidável mostrando as intrusões e extrusões [HONEYCOMBE, 1981]

O fenômeno da fadiga para materiais metálicos pode ser dividido em três estágios distintos, ou quatro etapas, conforme descrito, a seguir [DIETER, 1981]. A Figura 2.15 é uma representação esquemática dos três estágios da fadiga.

1º - Iniciação (ou nucleação) da trinca – Danos iniciais causados pela fadiga (carregamento cíclico) e que podem ser removidos por tratamento térmico adequado, ou seja, é reversível;

2º - Crescimento da trinca em bandas de deslizamento com alta tensão de cisalhamento de, aproximadamente, 45º com a tensão normal máxima.. **Estágio I** da propagação da trinca por fadiga. Trinca da ordem de 2 a 5 tamanhos de grão ~100µm;

3º - Crescimento da trinca na direção perpendicular à tensão de tração máxima. **Estágio II** da propagação da trinca por fadiga; e

4º - Ruptura final – Ocorre a separação do componente em duas, ou mais, partes. **Estágio III** da propagação instável da trinca até a fratura final.

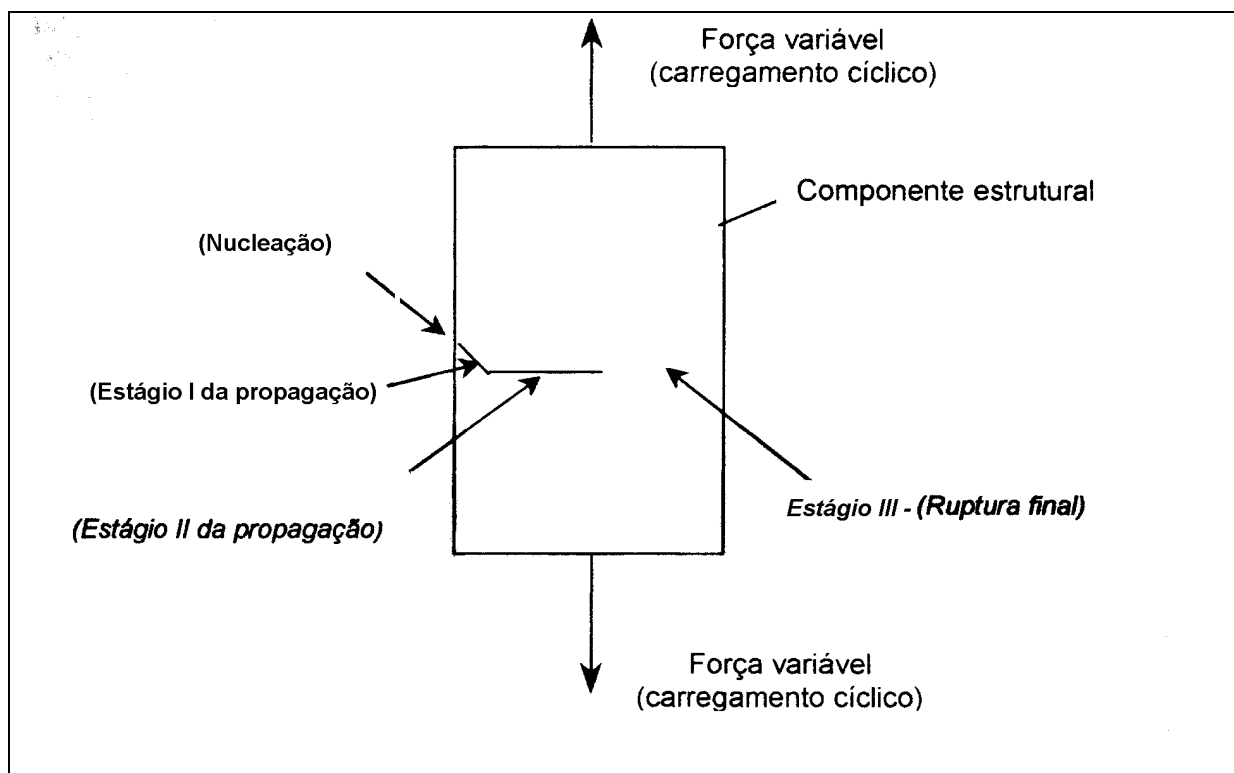


Figura 2.15 – Estágios da nucleação da trinca por fadiga [DIETER, 1981; FERREIRA, 2002]

A solicitação cíclica com uma amplitude de tensão próxima a tensão de escoamento do metal, alternadamente positiva e negativa em cada ciclo, produz, continuamente, deformação plástica [DIETER, 1981]. O denominado Estágio II de propagação da trinca é aquele em que a trinca toma a direção perpendicular à tensão de tração, e sob condições de deformação plana,

admite crescimento da ordem de micrometros por ciclo. A propagação da trinca por fadiga é, normalmente, transgranular [DIETER, 1981; ANTUNES, 1997].

Uma vez a trinca nucleada, e depois de atravessar alguns grãos do metal, etapa que pode demorar milhares ou milhões de ciclos dependendo da amplitude da tensão, verifica-se uma alteração na direção de penetração e a trinca passa a crescer perpendicularmente ao eixo principal da tração. Nesse estágio, o avanço da trinca é mais rápido e dá origem às estrias de fadiga. A resistência à fadiga aumenta se a superfície estiver isenta de concentradores de tensão como entalhes e “cantos vivos” [DIETER, 1981].

A resistência à fadiga é, aproximadamente, proporcional à resistência à tração, o que significa que, em geral, qualquer método de endurecimento do metal aumentará também a resistência à fadiga. E uma vez que resistências à tração e dureza estão correlacionadas, é possível estimar o limite de fadiga de muitos aços simplesmente pela determinação do nível de dureza. A Figura 2.16 mostra que existe uma boa correlação até o nível de dureza em torno de 40 HRC. Acima desse valor ocorre uma dispersão dificultando a correlação. O limite de fadiga dos aços estruturais freqüentemente é estimado como sendo a metade da resistência à tração, mas ainda podendo variar de 0,35 a 0,60 desta [HERTZBERG, 1995].

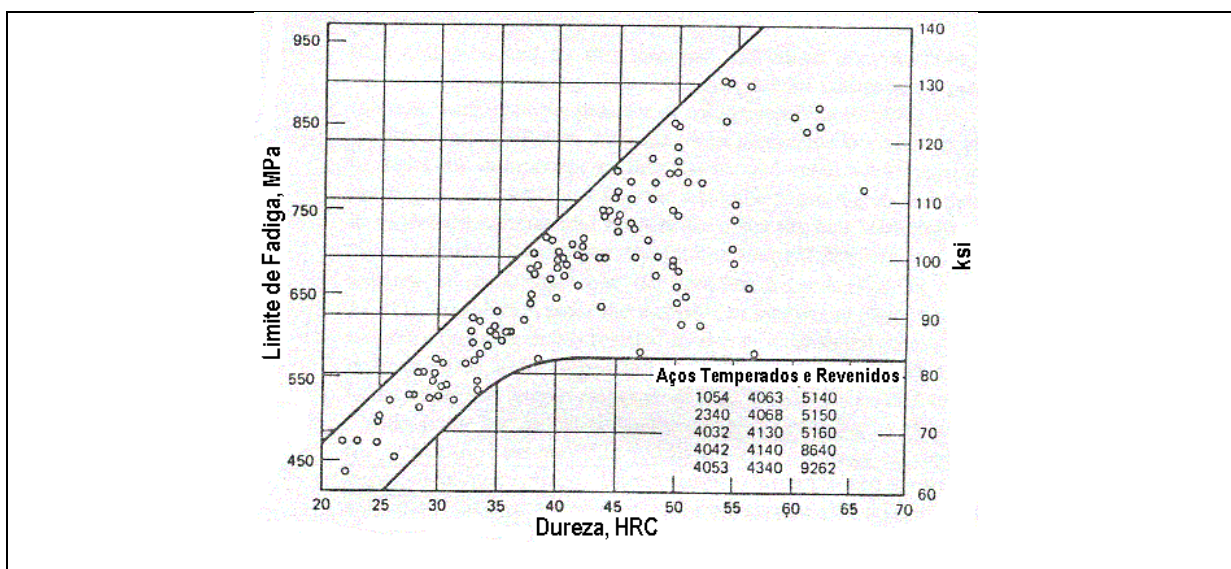


Figura 2.16 – Correlação do limite de fadiga de vários aços temperados e revenidos e a dureza [HERTZBERG, 1995].

2.3.2 - Carregamento Cíclico

A Figura 2.17a ilustra um ciclo de tensões alternadas de forma senoidal, que pode ser comparada a um eixo rotativo operando a velocidade constante e sem sobrecargas. Para esse tipo de ciclo de tensões, as tensões máximas σ_{\max} e mínimas σ_{\min} são iguais [DIETER, 1981].

A Figura 2.17b ilustra um ciclo de tensão flutuante no qual a tensão máxima σ_{\max} e a tensão mínima σ_{\min} são diferentes. Ambas as tensões são de tração, embora um ciclo de tensão flutuante possa perfeitamente apresentar tensões máxima e mínima de sinais opostos, ou ambas em compressão. A Figura 2.17c ilustra um ciclo de tensões complicado que pode ser encontrado, por exemplo, num componente como asa de avião, que está sujeita a sobrecargas periódicas imprevisíveis devido a correntes de vento [DIETER, 1981].

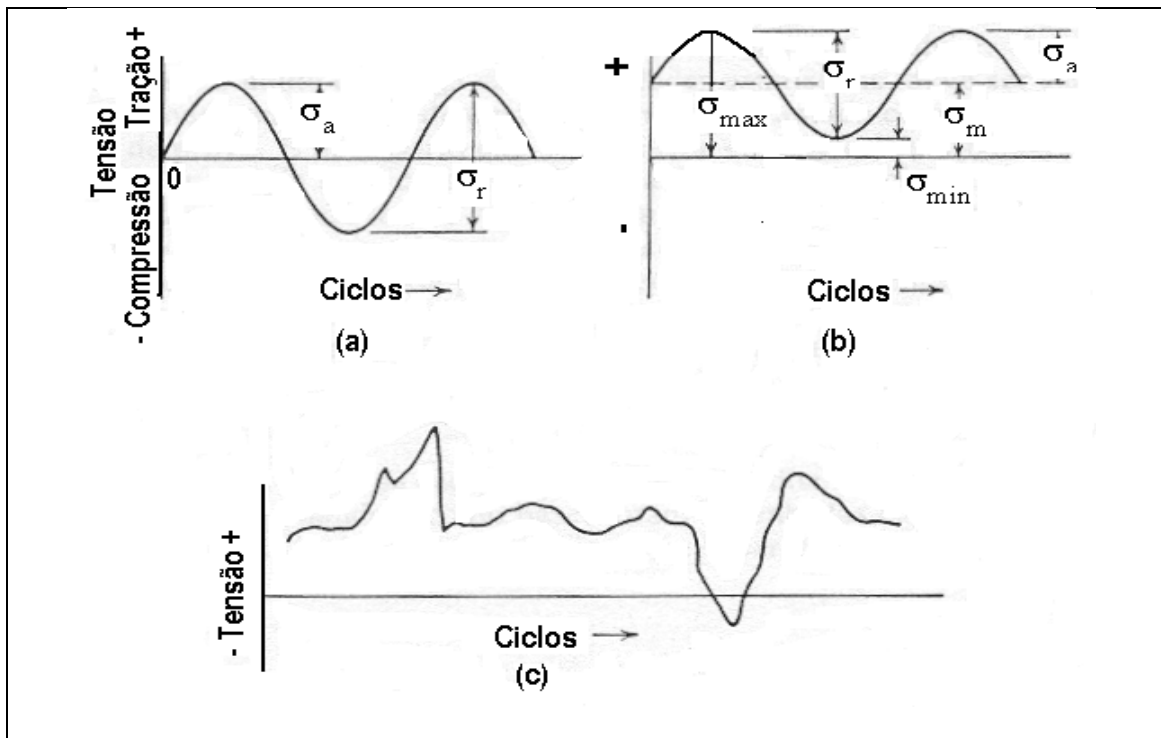


Figura 2.17 – Ciclos de tensão típicos em fadiga; a) tensão alternada; b) tensão flutuante; c) ciclo de tensão irregular, ou aleatória [DIETER, 1981]

A razão das tensões é dada por: $R = - \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$ (6)

Onde,

- $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$ (7)

- σ_a – tensão alternada, ou variável $(\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) / 2$ (8)

- σ_m – tensão média $(\sigma_{\max} + \sigma_{\min}) / 2$ (9)

- σ_r – intervalo de tensões $(\sigma_{\max} - \sigma_{\min})$ (10)

Outros tipos de carregamentos cíclicos de amplitudes constantes e razão (R) de cargas diferentes são mostrados na Figura 2.18.

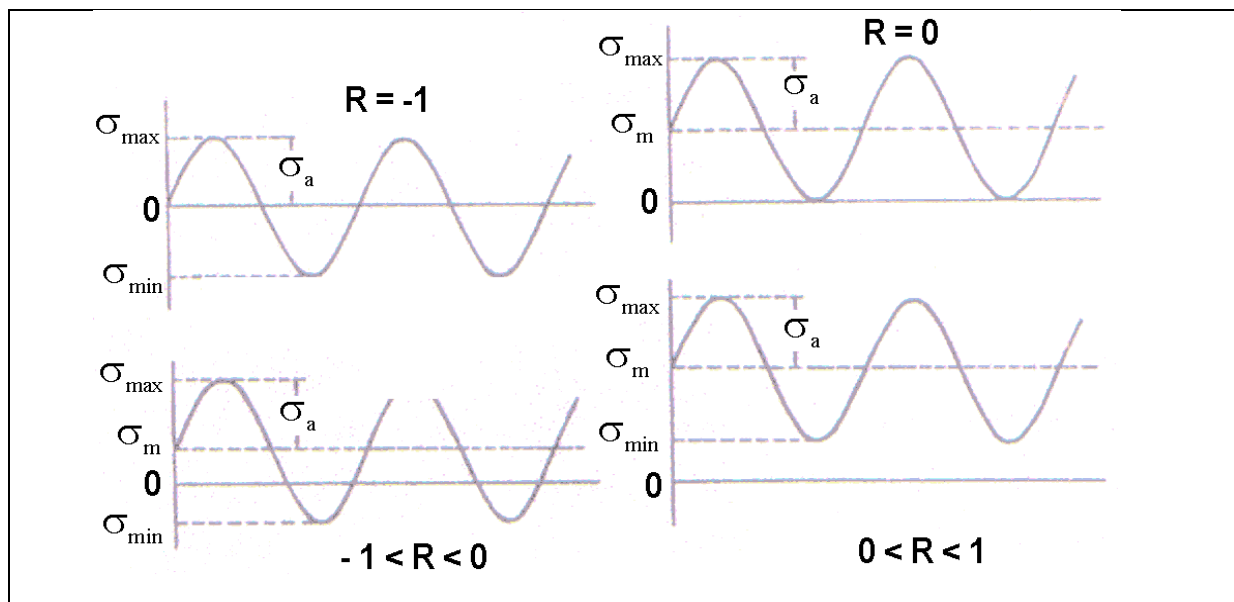


Figura 2.18 – Carregamentos cíclicos senoidais de amplitude constante e razão de tensões (R) diferentes [DIETER, 1981]

2.3.3 – Curvas σ -N

O método básico de apresentação de dados experimentais de fadiga é através da curva σ -N, onde é lançada em gráfico a tensão σ contra o número de ciclos necessários para a fratura N. Normalmente, emprega-se uma escala logarítmica para N. O valor de tensão lançada

no gráfico pode ser σ_a , σ_{\max} , σ_{\min} e são, geralmente, tensões nominais, isto é, não há um ajuste para concentração de tensões [DIETER, 1981].

O limite de fadiga de um material é definido como sendo aquela tensão na qual o material teria vida infinita. Na prática, é considerada vida infinita para os materiais ferrosos como sendo $N = 10^7$ ciclos, conforme Figura 2.19.

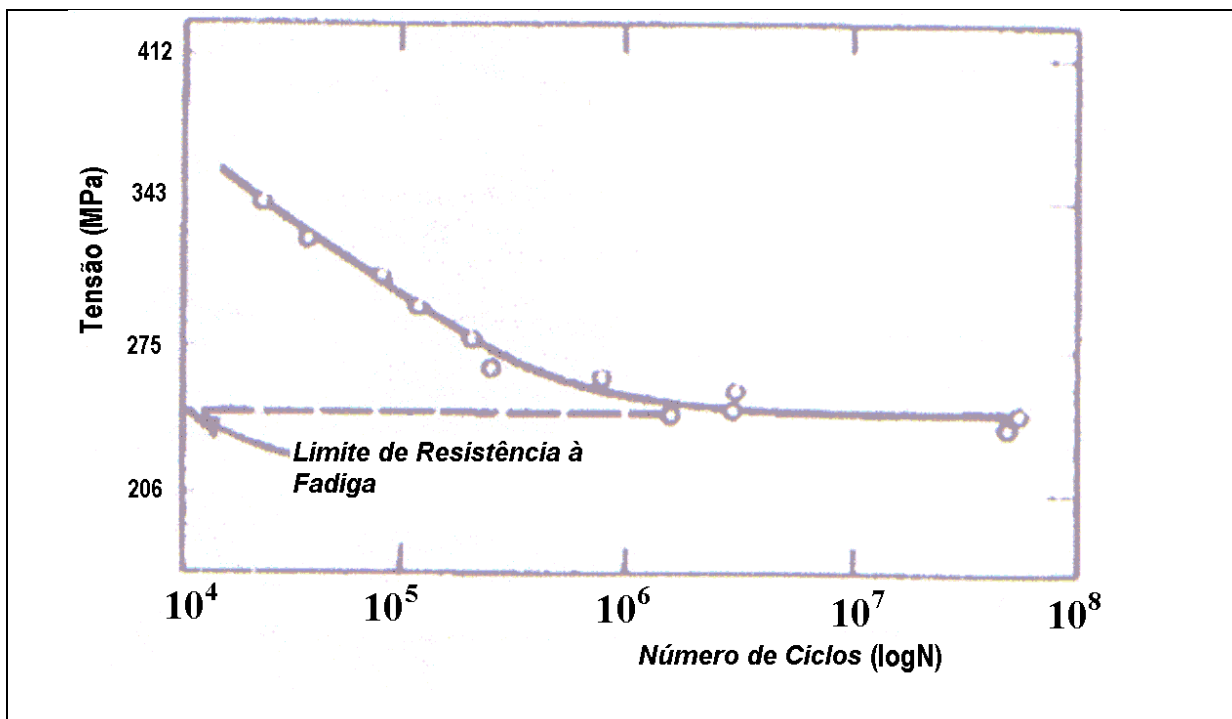


Figura 2.19 – Representação típica da curva $\sigma - N$ [MEYERS, 1982]

A construção da curva σ - N utiliza o procedimento de se ensaiar o corpo de prova com valor elevado de tensão máxima σ_{\max} , onde se espera que a fratura do corpo de prova ocorra para um número baixo de ciclos N . Em seguida, diminui-se, progressivamente, o valor de tensão até que não ocorra mais a fratura do corpo de prova onde, teoricamente para valores abaixo desta tensão, o material teria vida infinita. Em função da dispersão no número de ciclos obtidos para uma mesma tensão, há a necessidade de se fazer vários ensaios repetindo a tensão máxima a fim de se obter um melhor valor estatístico [PASTOUKHOV, 1995].

A curva de Wholer apresenta algumas desvantagens como, por exemplo: a) não permite distinguir com clareza os estágios de iniciação e de propagação de trincas; b) difícil previsão da falha em fadiga; c) elevado espalhamento, ou dispersão. Contudo, representada na forma $\sigma = f(\log N)$ torna-se mais utilizada para os fins da engenharia [VOORWALD, 1983].

2.3.4 – Fatores de influência na resistência à fadiga

A falha por fadiga quase sempre tem seu início a partir de uma superfície livre, de forma que a condição da superfície tem considerável efeito na resistência à fadiga. A trinca por fadiga, geralmente, se inicia na superfície porque as tensões são normalmente maiores neste local [FORREST, 1970].

Existem basicamente três maneiras na qual o tratamento da superfície influencia a resistência à fadiga [FORREST, 1970]:

- a resistência à fadiga intrínseca do material perto da superfície, por exemplo, o endurecimento por deformação, ou o revestimento superficial;
- segundo, pela introdução ou remoção de tensão residual na camada superficial; e
- terceiro, pela introdução ou remoção de irregularidades na superfície com ação de concentrador de tensão

Na prática, geralmente, tem-se um efeito combinado desses três fatores, sendo melhor a compreensão dos mesmos quando considerados separadamente, conforme se discute a seguir:

a) Tensão média

A maioria dos dados de fadiga existente na literatura foi obtida em condições de ciclos de tensões alternados onde $\sigma_m = 0$. Na prática da engenharia, freqüentemente depara-se com condições em que o carregamento consiste em uma tensão alternada superposta a uma tensão média que pode variar de positiva a negativa [DIETER, 1981].

Para valores constantes da razão $R = -\sigma_{\min} / \sigma_{\max}$, ou seja $R = -1$, à medida que R se torna mais positivo, o que equivale a aumentar a tensão média, a amplitude de tensões sofre redução, e a tensão máxima atingida é aumentada [DIETER, 1981].

A tensão média pode representar uma variável de teste importante na avaliação da resposta do material à fadiga. Assim, torna-se necessário retratar a vida em fadiga como uma função de variáveis de tensões com uma delas definida nas equações (8) a (10) para a figura 2.20 [HERTZBERG, 1995].

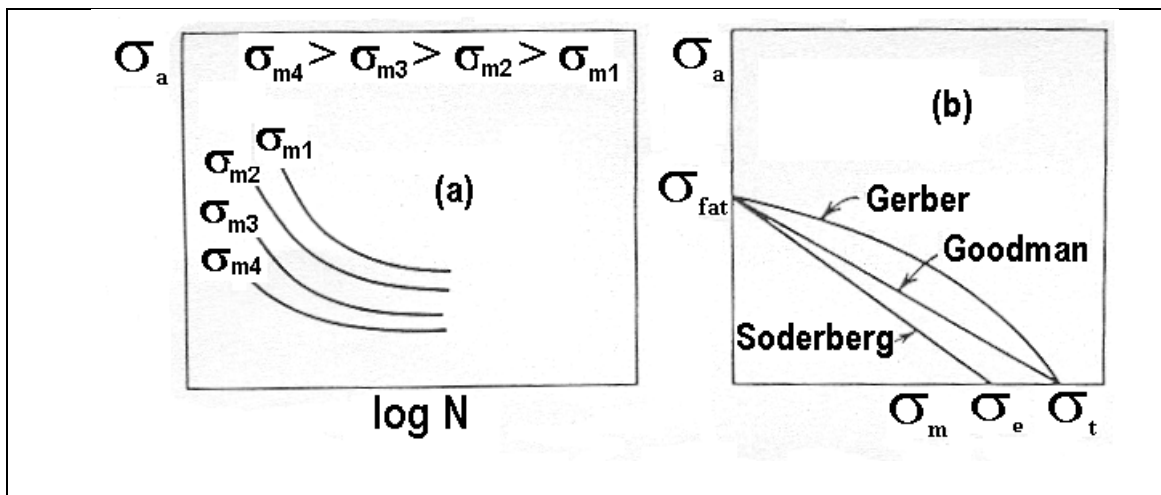


Figura 2.20 – Representação gráfica mostrando o efeito da amplitude da tensão e a tensão média na vida em fadiga. a) diagrama típico σ - N com diferentes níveis de σ_m ; b) diagramas de Gerber, Goodman e Soderberg mostrando o efeito combinado da tensão alternada e a tensão média no limite de fadiga [HERTZBERG, 1995]

Relação das tensões para Gerber, Goodman e Sodergber, a seguir:

- Relação Goodman: $\sigma_a = \sigma_{fat} (1 - \sigma_{\min}/\sigma_a)$ (11)

- Relação Soderberg: $\sigma_a = \sigma_{fat} (1 - \sigma_m/\sigma_e)$ (12)

- Relação Gerber: $\sigma_a = \sigma_{fat} [1 - (\sigma_m / \sigma_t)^2]$ (13)

Onde,

- σ_a - resistência à fadiga em termos de amplitude de tensão, onde $\sigma_m \neq 0$
- σ_m - tensão média;
- σ_{fat} - resistência à fadiga em termos de amplitude de tensão, onde $\sigma_m = 0$;
- σ_e - tensão de escoamento;
- σ_t - tensão de resistência.

Na curva σ -N da Figura 2.20a estão plotadas diferentes valores de σ_m para um dado material e, verifica-se a tendência de redução do ciclo de vida com o incremento de σ_m para um dado σ_a . Alternativamente, relações empíricas foram desenvolvidas para contabilizar o efeito da tensão média na vida em fadiga.

Essas relações estão mostradas na Figura 2.20b e ilustram a relativa importância de σ_a e σ_m na resistência à fadiga. Experiências têm mostrado que muitos dados não são consistentes entre os diagramas de Gerber, que representaria um projeto menos conservador, e o de Goodman. O diagrama de Soderberg é mais conservador, a favor da segurança [HERTZBERG, 1995].

b) – Dimensão

O resultado do limite de resistência à fadiga pode ser influenciado pelas dimensões da peça. Para maiores dimensões, o limite de resistência à fadiga diminui, sendo este fato devido ao aumento de imperfeições na microestrutura [BRANCO, 1986].

A experiência tem mostrado que na maioria dos casos existe um efeito de tamanho, isto é, a resistência à fadiga de componentes grandes é inferior à dos pequenos [DIETER, 1981].

c) – Rugosidade

A rugosidade pode ter um apreciável efeito na resistência à fadiga. Em geral, a vida em fadiga aumenta conforme o tamanho da rugosidade diminui. A redução da rugosidade da

superfície tem sido um método de minimizar a concentração de tensão local. [MADAYAG, 1969].

A rugosidade de superfícies nitretadas aumenta conforme cresce a espessura da camada branca e que, por sua vez, depende da rugosidade inicial anterior à nitretação [LILIENTAL et al.,2001].

A Figura 2.21 mostra o comportamento da rugosidade no aço ao carbono SAE 1045 estudado para três processos de nitretação em função da condição de acabamento superficial anterior. As superfícies foram polidas por diferentes métodos: a) lixa d'água (L) - granulometria 120 a 600; b) pasta de diamante (D) 1 a 6µm; e c) pasta de alumina Al_2O_3 .

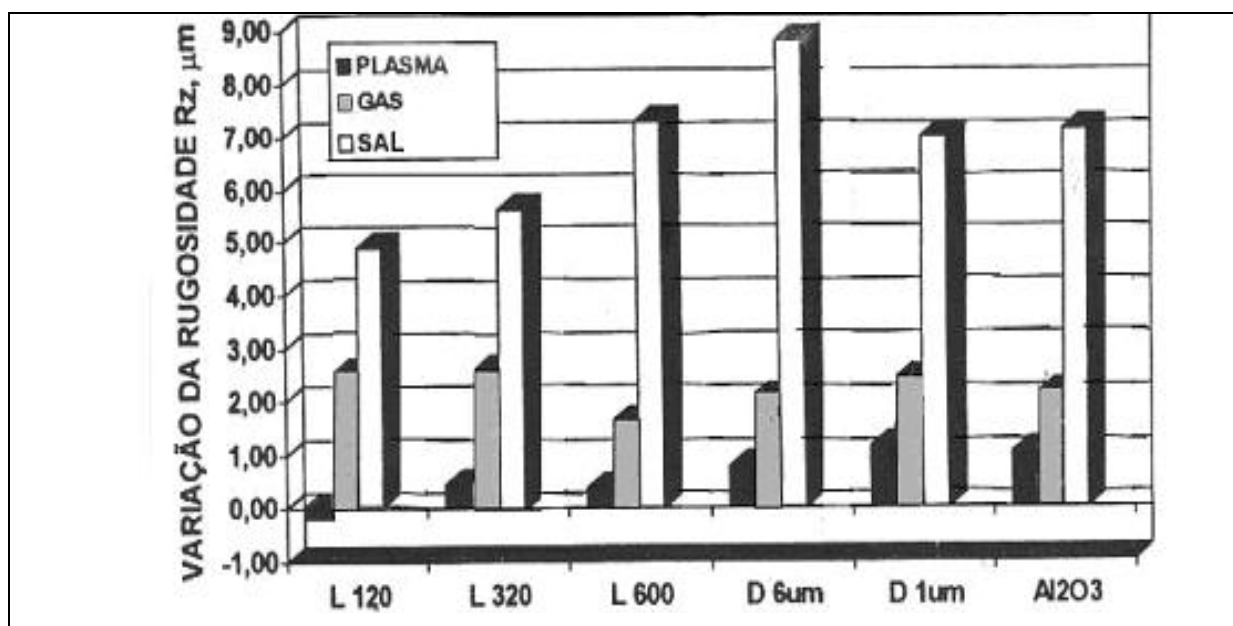


Figura 2.21 - Influência dos processos de nitretação na rugosidade [VATAVUK e VENDRAMIM;2003]

O tipo de processo de nitretação tem influência na rugosidade final, conforme ilustrado na Figura 2.21, sendo a nitretação líquida (banho de sal fundido) a nitretação que produz maior incremento na rugosidade. Os processos de nitretação a gás e iônica promovem variações menores de rugosidade, atendendo a maioria dos requisitos dessa propriedade nos projetos industriais de peças para o setor automotivo .

d) Tensão Residual

O processo final de acabamento da superfície será benéfico à fadiga quando aumentar a profundidade e intensidade da tensão compressiva; e prejudicial quando reduzi-la, ou mesmo removê-la. Por isso, processos como jato de partículas de vidro, jato de areia e similares, geralmente, melhoram as propriedades de fadiga, pois envolvem deformação plástica da superfície. Processos como eletropolimento, polimento químico e eletroerosão, que removem a camada sem deformação plástica no local da ferramenta, podem reduzir as propriedades de fadiga, conforme ilustra a Figura 2.22 [MADAYAG, 1969].

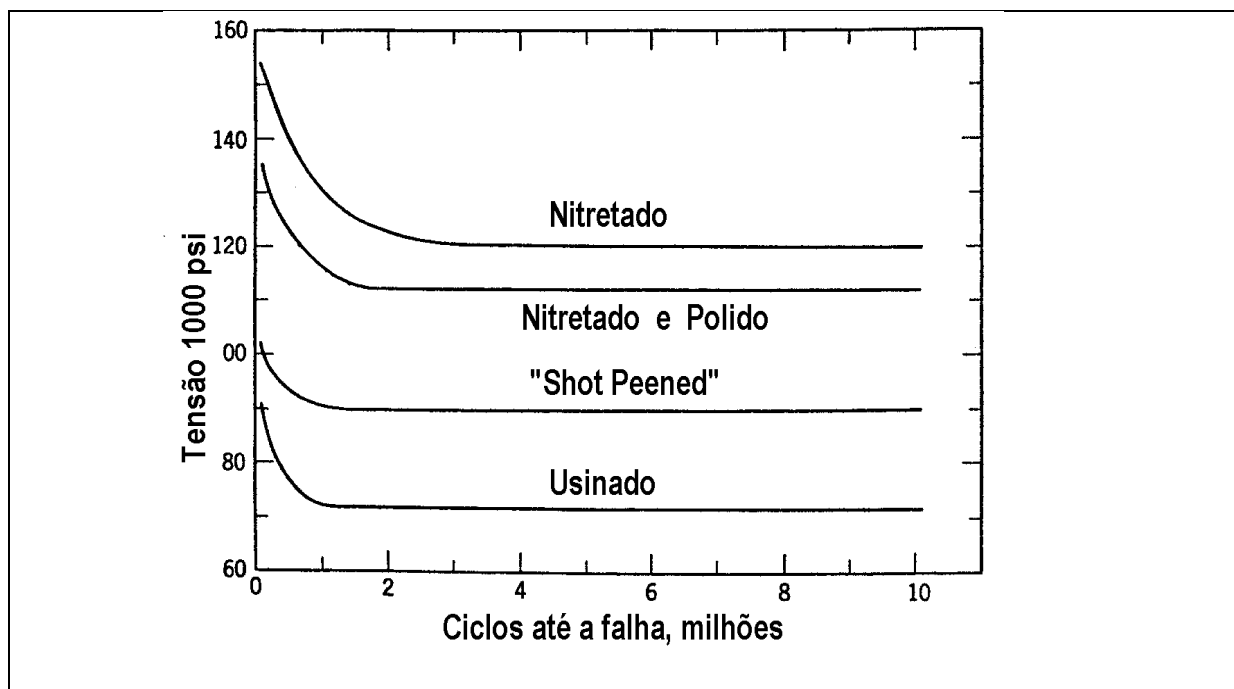


Figura 2.22 - Resistência à fadiga por flexão na seção de girabrequim: limite de resistência à fadiga versus superfície de tratamento [MADAYAG, 1969]

Existem dois tipos distintos de tensão residual nos metais: micro e macrotensões. Microtensões surgem, ou resultam, da diferença nas propriedades elásticas e térmicas dos vários constituintes do metal e da propriedade anisotrópica dos grãos. Esses são fatores metalúrgicos os quais são influenciados pela composição química e tratamento térmico do metal. Macrotensões

são distribuídas uniformemente sobre larga área e resultam de deformações produzidas por tensões térmicas ou mecânicas [MADAYAG, 1969].

O incremento da resistência à fadiga em consequência do estado compressivo da superfície motivou o desenvolvimento de vários métodos de tratamentos superficiais de introdução de tensões residuais de compressão. Desses métodos, pode-se citar o de modificação da superfície por difusão de nitrogênio e, ou, carbono (nitretação e cementação) e outros que, além de introduzirem tensões residuais compressivas na superfície, elevam a dureza superficial do material e, por conseguinte, aumentam a resistência à fadiga [MADAYAG, 1969].

JACK e WINIK, 1979, estudaram o desenvolvimento da tensão residual na camada nitretada de aço 3Cr-0,2C (3% e 0,2%, em peso) e concluíram que as propriedades mecânicas de aços nitretados dependem da resistência da camada superficial e do núcleo e da tensão residual dentro da camada e do núcleo.

A conversão do cromo dissolvido em CrN durante a nitretação causa uma expansão de volume na camada a qual é estrangulada pelo núcleo, promovendo tensões compressivas na camada e tensões de tração no núcleo. Na camada as tensões são longitudinal e circumferencial; a tensão radial pode ser relaxada pela expansão perpendicular da superfície livre [JACK e WINNIK, 1979]

A tensão aplicada somada à tensão residual na camada produz uma tensão total na superfície que tem um pequeno valor de tração, ou mesmo ainda compressiva, conforme ilustra a Figura 2.23.

Quando o ponto de início de fratura é mudado para dentro do material devido ao endurecimento da superfície, a fadiga terá lugar onde a carga de tensão de projeto é menor que na camada da superfície [KAYASU et al., 1996].

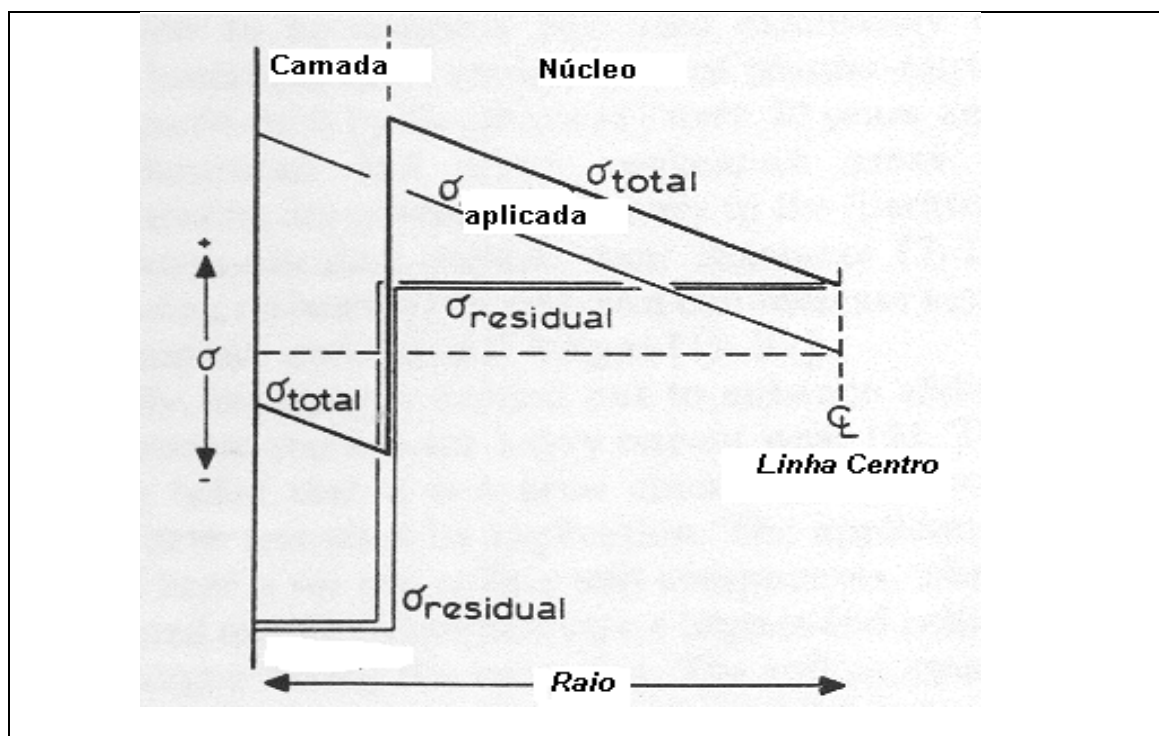


Figura 2.23 – Distribuição de tensões na fadiga flexão-rotativa [JACK e WINNIK, 1979].

Estudos têm mostrado que a tensão residual compressiva está presente na camada de compostos e que esta, a tensão residual, incrementa no resfriamento como resultado de diferentes coeficientes de expansão térmica da camada de compostos e camada de difusão, sendo menor para a camada de compostos.

Essas observações se aplicam, particularmente, para a estrutura gama linha da camada de compostos, mas também são verdadeiras para a estrutura epsilon. Medidas realizadas indicam maior tensão compressiva na camada de compostos com fase pura de gama linha do que na fase epsilon, ou camada com mistura de epsilon e gama linha, conforme resultados de tensão residual mostrados na Tabela 2.4 para camada de compostos de 22 a 25 μm , no aço DIN 31CrMoV9, nitretado a 570°, 32 horas [KOLOZSVÁRY, 1988].

Tabela 2.4 - Distribuição de tensão residual camada de compostos ϵ e γ'

Distancia da superfície (mm)	Tensão residual, MPa	
	ϵ - Fe_{2-3}N	γ' - Fe_4N
0,0	- 54	- 327
0,005	- 492	- 624
0,010	- 594	- 721

Segundo KOLOSOSVARY, 1988, menores valores de tensão residual encontrados para a fase ϵ podem ser, provavelmente, explicados pela ductilidade dessa estrutura. Essa afirmação é de fácil contestação considerando-se que vários autores apontam a estrutura hexagonal compacta dessa fase como menos dúctil do que a cúbica de face centrada da fase gama linha. Além do mais, pode-se esperar que o limite de escoamento desses intermetálicos nunca seja ultrapassado pelas tensões decorrentes do processo de nitretação [VATAVUK, 2003].

O carbono contido no substrato, especialmente o teor de carbono na camada de compostos, tem considerável efeito na tensão residual; o incremento do carbono resulta no incremento do nível da tensão residual compressiva [KOLOZSVÁRY, 1988]. Na camada de difusão, devido a menor solubilidade na matriz ferrítica, o nitrogênio formará agulhas de nitretos Fe_4N . A presença de elementos de liga modificará a composição dos nitretos, resultando em nitretos e carbonitretos de elementos de liga.

A temperatura de tratamento influencia fortemente a estrutura e composição dos nitretos, mas basicamente a cinética de formação da camada de difusão permanecerá a mesma para diferentes processos industriais. Resumidamente, KOLOZSVÁRY, 1988, afirma que as principais causas da tensão residual estão relacionadas à mudança de volume na camada e isso se deve a:

- formação de nitretos na camada de compostos
- nitrogênio dissolvido na matriz ferrítica da camada
- precipitação de diferentes nitretos na camada de difusão
- decarbonetação na camada de difusão (“back diffusion”– nitrogênio desloca o carbono para o interior do aço durante difusão [EDENHOFER, 1974])

- diferença de contração térmica entre a camada e o substrato durante o resfriamento
- ajuste de volume (“defeituoso”) entre a matriz e precipitados

KOLOZSVÁRY,1988, ainda, conclui parecer lógico que a tensão residual incrementa com o incremento de nitrogênio contido, respectivamente com o incremento em número e volume de nitretos precipitados. Como se esperaria, a composição do aço influencia não só os precipitados, mas também o comportamento do nitrogênio na camada de difusão. O efeito do teor de carbono também deve ser considerado.

Aços contendo uma grande quantidade de fortes elementos formadores de nitretos, tais como cromo, alumínio e titânio, formam uma camada de alta dureza e elevada tensão residual. Uma relação direta parece existir entre microdureza da camada de difusão e o nível de tensão residual, conforme ilustra a Figura 2.24.

Próximo à região da superfície, observa-se uma redução da tensão residual a qual é causada, em primeiro lugar, pela redistribuição de carbono na camada de difusão. Em aço contendo cromo, um aumento do teor de carbono à frente da camada de difusão é observado, junto com a descarbonetação na superfície e precipitação de cementita no contorno de grão [KOLOZSVÁRY,1988; MRIDKA e JACK, 1982].

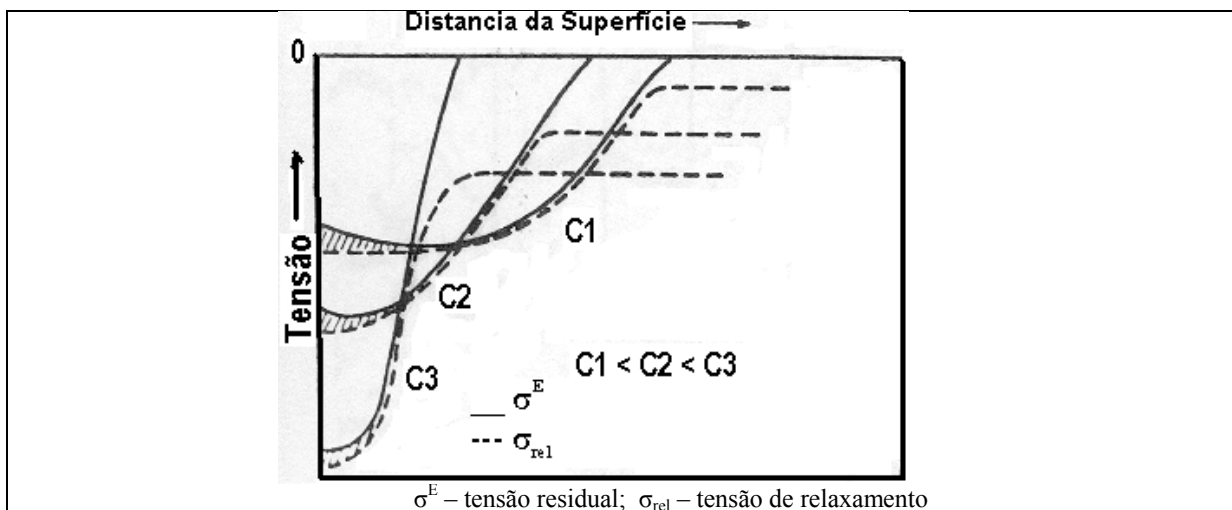


Figura 2.24 – Aumento da tensão residual compressiva como função da concentração - C - de elementos formadores de nitretos no aço [KOLOZSVÁRY,1988]

A temperatura do processo de nitretação tem importante efeito na tensão residual pela influência na taxa de difusão e diferença na formação de precipitados durante o resfriamento. O resfriamento pode ser considerado a mais importante etapa na geração de tensão residual de camada de compostos, considerando que as tensões são criadas na zona de difusão principalmente durante a nitretação e só uma ligeira mudança ocorre no resfriamento [KOLOZSVÁRY,1988]. A Figura 2.25 mostra a influência da temperatura de tratamento no padrão de tensão.

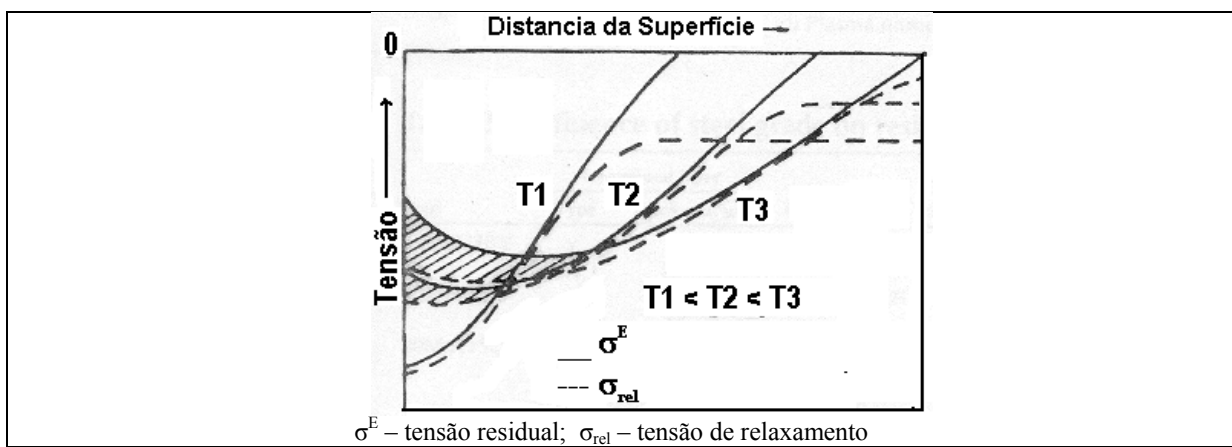


Figura 2.25– Redução do nível de tensão residual com o incremento da temperatura de nitretação [KOLOZSVÁRY,1988]

O tempo de nitretação influencia o perfil de tensão residual. Um longo ciclo de nitretação produz uma distribuição de tensão compressiva mais profunda, como ilustrado na figura 2.26.

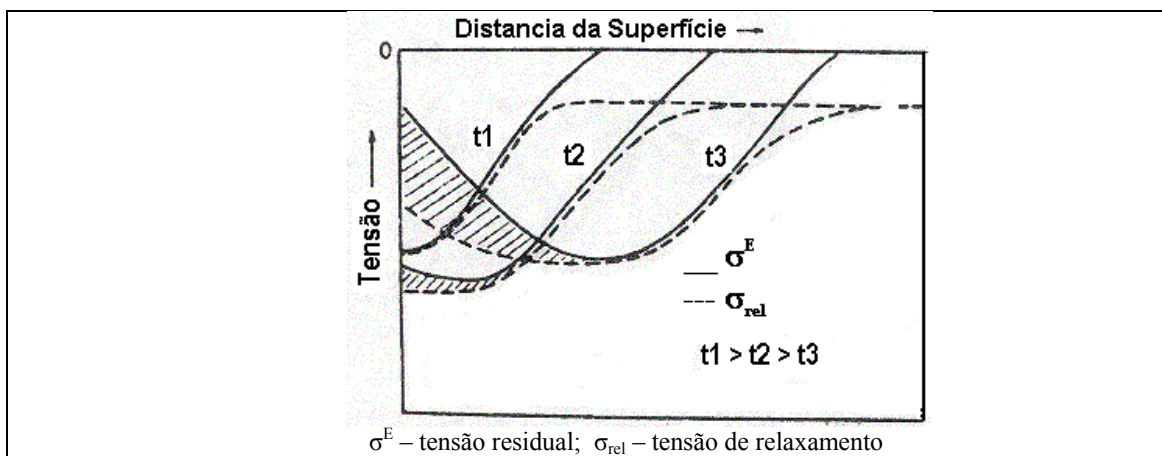


Figura 2.26 – Influência do tempo de nitretação na tensão residual [KOLOZSVÁRY, 1988]

e) Inclusões

Inclusões são partículas de impurezas contidas num material metálico, sendo inerente ao processo de fabricação destes materiais. As inclusões são de materiais não metálicos e podem ser chamadas de inclusões não deformáveis como, por exemplo, Al_2O_3 , ou inclusões deformáveis, como MnS [FERNANDES NETO, 2001].

As inclusões não-metálicas criam um campo de concentração de tensões ao seu redor, resultando no início de fraturas sempre a partir dessas regiões. As impurezas que ficam em solução sólida se concentram ao redor das inclusões, aumentando a concentração de tensões e agravando ainda mais o efeito prejudicial das inclusões nos aços.

Como não é possível eliminar completamente as impurezas, e conseqüentemente, as inclusões não-metálicas, é importante reduzi-las ao menor nível possível e controlar sua morfologia e distribuição no produto final. Para tanto, utilizam-se elementos que apresentam uma forte afinidade pelo oxigênio, pelo enxofre e pelo nitrogênio, fixando estas impurezas na forma de inclusões estáveis [FERNANDES NETO, 2002].

As inclusões podem se dividir em três classes, quanto ao tamanho:

- Submicroscópicas: inclusões de diâmetro inferior a $1\mu\text{m}$. Sua presença não é tão importante quanto as inclusões micro e macro.
- Microscópicas: inclusões de diâmetros entre 1 e $100\mu\text{m}$. São provenientes de produtos de desoxidação e têm significativo efeito prejudicial nas propriedades mecânicas do aço
- Macroscópicas: inclusões de diâmetro superior a $100\mu\text{m}$. Bastante prejudicial às propriedades do produto acabado.

O baixo limite de fadiga em aços contendo inclusões é geralmente atribuído à concentração de tensões nas inclusões, as quais podem ser bastante altas quando uma estria de inclusão

alongada está orientada transversalmente em relação à tensão principal de tração [DIETER, 1981].

A Figura 2.27 é uma representação esquemática de como uma microinclusão pode se apresentar na superfície do aço.

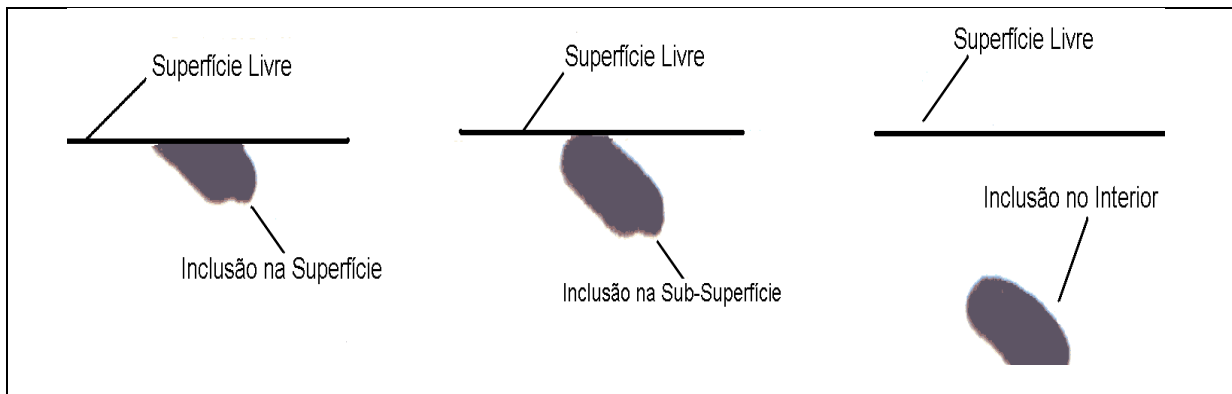


Figura 2.27 – Localização da inclusão; a) inclusão da superfície, b) inclusão na subsuperfície, e c) inclusão interna [SIQUEIRA, 2002]

A importância da influência de inclusões não metálicas e de pequenos defeitos na resistência à fadiga de materiais metálicos tem sido reconhecida por muito tempo, porém a predição da influência destes defeitos é muito difícil.

O limite de resistência à fadiga foi visto no passado como uma condição crítica para o início da trinca, mas atualmente o limite de resistência à fadiga do aço é visto como a condição limite para a não propagação da trinca emanando de uma matriz, ou defeito [MURAKAMI et al., 1991].

O aço produzido para fabricação de arames destinado à indústria de molas deve atender, em termos de quantidade, tamanho das inclusões e localização na seção transversal de arame com dimensões até 7,00mm às exigências mostradas na Tabela 2.5.










Tabela 2.5 – Tamanho e quantidades máximas de inclusões [GARPHYTTAN WIRE]

Tamanho μm (na superfície)	Quantidade de inclusões aceitáveis		
	5 - 10	> 10 - 15	> 15
Máximo número de inclusões	50	7	0

A Tabela 2.6 sintetiza como se apresentam as inclusões, em termos de tamanho e forma, nos diferentes estágios de fabricação do aço para a indústria de mola, mostrando duas condições de qualidade: aço acalmado ao Silício e aço acalmado ao Alumínio no estágio de fusão do aço.

Observa-se na Tabela 2.6 que as inclusões de silício do aço acalmado ao silício são deformadas nos diferentes estágios de conformação do lingote de aço fundido até a produção final de arame trefilado, resultando em inclusões muito pequenas; o mesmo não ocorre para as inclusões de alumínio do aço acalmado com este elemento no processo de fusão.

Tabela 2.6 – Representação esquemática da distribuição das inclusões nos diversos estágios de deformação do aço até a condição de arame trefilado [GARPHYTTAN WIRE]

Tipos		Propriedades da Inclusão	Estágios de fabricação		
			Lingote (fundido) 300x430mm x200	“Tarugo” 150mm x200	Arames Diâmetro 8mm x200
Aço Acalmado ao Si	I	Composição Química			
		SiO ₂ -62%; CaO-15%; Al ₂ O ₃ -23%			
	II	Ponto Fusão: 1420°C			
		Composição Química			
		SiO ₂ -44%; CaO-12%; Al ₂ O ₃ - 44%			
		Ponto Fusão: 1650°C			
Aço Acalmado ao Al	III	Composição Química			
		SiO ₂ ; CaO; Al ₂ O ₃ -100%			
		Ponto Fusão: 1650°C			

O início de falha por fadiga ocorre principalmente nas regiões sob influência de tensão cíclica mais alta, sendo que a formação de trinca na subsuperfície de aços nitretados dominados por inclusões é chamada de “olho de peixe” [GENEL et.al.,2000].

O provável mecanismo para a formação do “olho de peixe” e a falha por fadiga em aços nitretados está esquematizado na Figura 2.28 [CRUZ et.al.,1998].

Uma inclusão localizada abaixo da camada nitretada é submetida a uma rede de tensão de tração e a interface da inclusão-matriz atua como um fator concentrador de tensão, de forma que a máxima tensão de tração está distribuída ao longo da interface da inclusão-matriz, modificando a distribuição da rede de tensão [GENEL et.al.,2000].

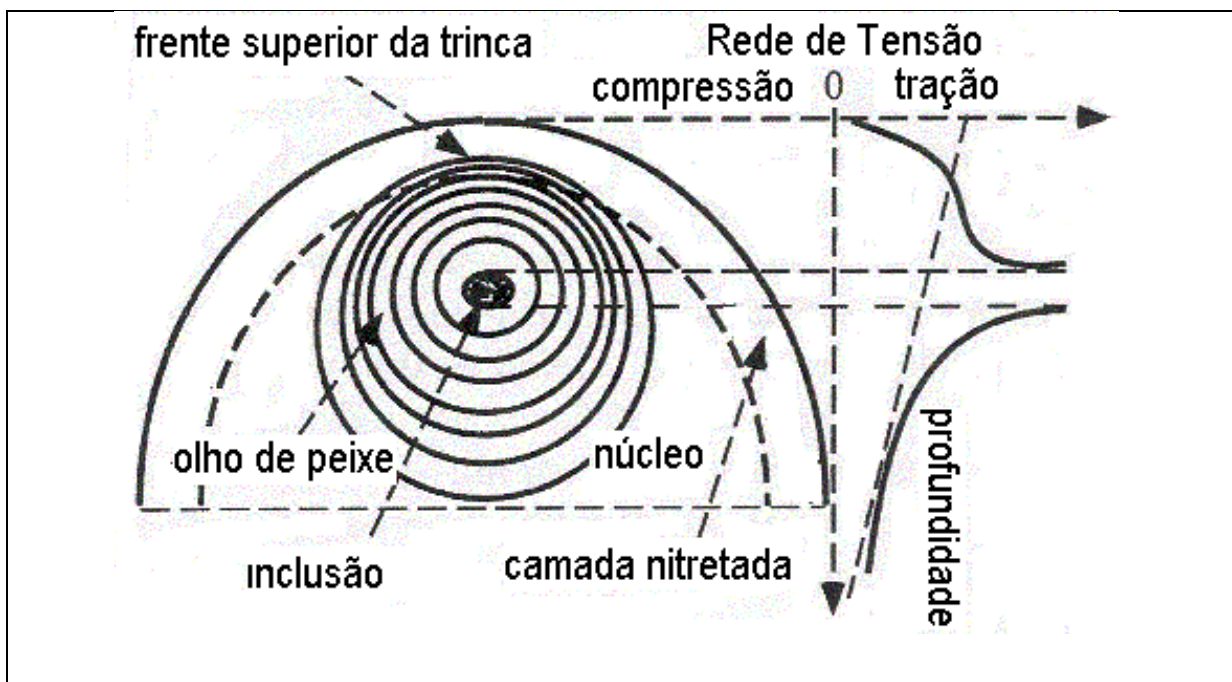


Figura 2.28 – Representação esquemática de um modelo de iniciação de trinca numa inclusão denominada “olho de peixe” [CRUZ et.al.,1998]

As trincas são nucleadas adesivamente à falha da interface inclusão-matriz, formando uma trinca circular a qual começa a se propagar radialmente sob uma distribuição decrescente de tensão de tração [CRUZ et.al.,1998]

A relação entre a forma, tamanho e natureza da inclusão encontrada no centro do “olho de peixe” e a tensão atuando naquele ponto revelam os efeitos da inclusão, ou defeito, na resistência à fadiga dos materiais de alta resistência. Essas informações ajudam a estabelecer um entendimento universal dos efeitos das inclusões e defeitos na resistência à fadiga dos materiais, incluindo aços de baixa e média resistência [MURAKAMI et al.1991].

f) “Shot-Peening”

“Shot-Peening” é um processo que envolve um fluxo contínuo de pequenas esferas de aço arremessadas contra a superfície metálica a velocidades que alcançam 100m/s, com o objetivo de incrementar a resistência à falha por fadiga [SHENGPING et al., 1998]..

As partículas arremessadas contra a superfície metálica causam crateras e um encruamento uniforme na camada superficial devido ao escoamento das fibras superficiais por tração. Essas fibras superficiais tentam restaurar a forma da superfície original produzindo tensão residual compressiva abaixo das crateras.

As tensões induzidas na superfície, ou abaixo dela, podem ser tão elevadas quanto 50% do limite de resistência à tração do material [FORREST, 1970].

Estudos conduzidos por AL-OBAID, 1990, e AL-BASSANI,1982, mostraram que quando o jato de uma partícula de raio R está estatisticamente em contato com uma superfície, como mostrado na Figura 2.29, a relação entre a profundidade “hp” da zona plástica causada pelo tiro, e a profundidade Z da impressão, ou marca, deixada na superfície é expressa pela equação [KOBAYASHI et al.,1998]:

$$\frac{hp}{R} = k \cdot \sqrt{Z/R} \quad (14)$$

Onde,

hp – profundidade zona plástica

R – raio da esfera

k – constante

Z – profundidade da “impressão” causada pelo impacto da esfera

O modelo considera primeiro um único jato de partícula incidindo numa superfície e na repercussão da mesma deixar uma tensão residual abaixo desta.

A distribuição de dureza na superfície e a tensão residual, causada por um único jato, pode ser calculada, sendo a tensão compressiva menor na área central da impressão e maior na área fora do centro [KOBAYASHI et al., 1997].

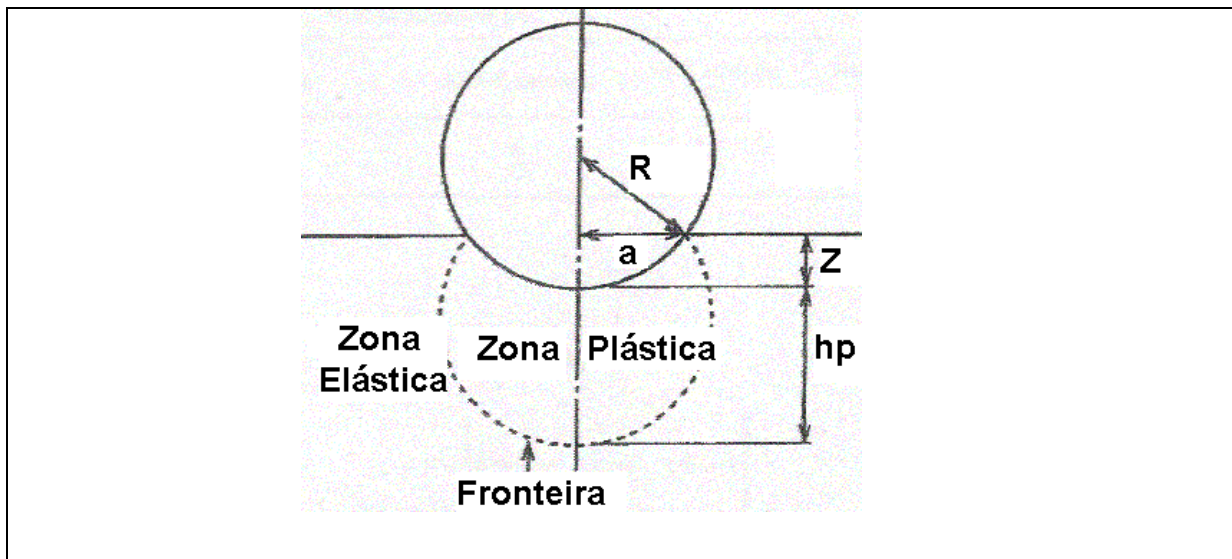


Figura 2.29 – Representação esquemática da ação de uma partícula jateada na superfície metálica [KOBAYASHI et al.,1998].

A tensão residual compressiva produzida pela deformação plástica na superfície é geralmente relacionada como o maior fator no incremento da resistência à fadiga e, por isto, merecido maior atenção [SHENGPING et.al.1998]

O processo de jateamento de esferas é muito utilizado para componentes mecânicos como molas porque estas, freqüentemente, têm superfície descarbonetada e o “shot-peening” pode

restaurar a resistência à fadiga de forma mais efetiva e econômica que processos como usinagem e retífica [FORREST, 1970].

A indústria desenvolveu máquinas modernas para a operação de jateamento sob controle, em termos de tamanho e velocidade do arremesso das partículas de aço, vidro ou cerâmica como, também um método eficiente para determinar a intensidade do “shot-peening”. Esse método foi desenvolvido por John Almen, sendo conhecido como “intensidade Almen” devido utilizar plaquetas planas padronizadas de aço mola que se curva quando exposta a um fluxo de partículas em um dos lados [ECKERSLEY, 2001].

g) Descarbonetação

Descarbonetação é o processo de perda gradual do teor de carbono da superfície do aço devido ao aquecimento deste às temperaturas de tratamento térmico em equipamento sem uma atmosfera protetora, ou neutra. Testes de fadiga realizados em peças apenas forjadas (amostras forjadas) e em peças forjadas com superfície descarbonetada removida por polimento (amostras polidas), conforme ilustra a Figura 2.30, mostraram que a resistência à fadiga é pequena para menores valores de resistência à tração, mas esse comportamento sofre alterações para resistência à tração mais elevada [FORREST, 1970].

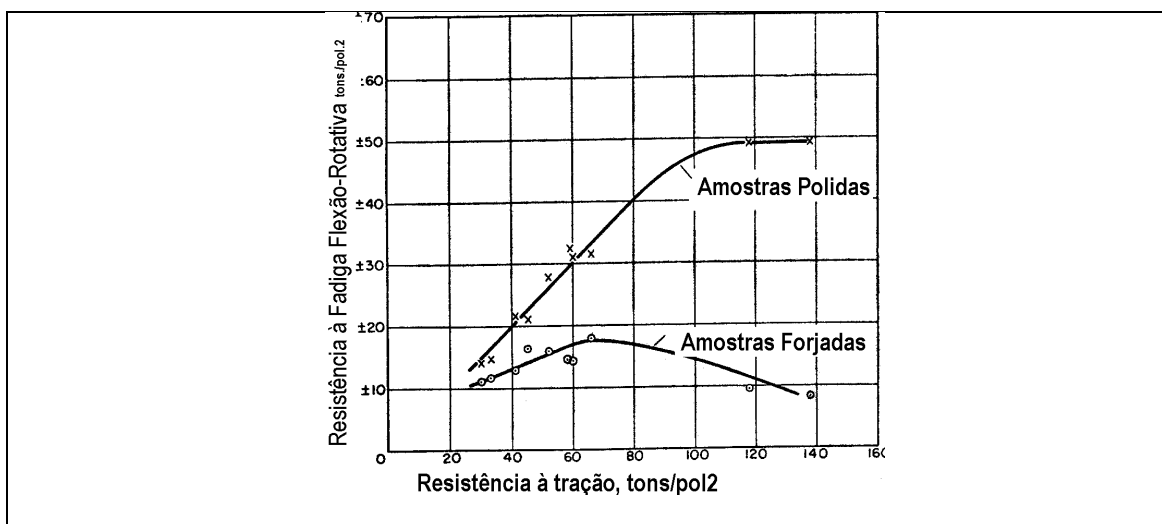


Figura 2.30 – O efeito da descarbonetação na resistência à fadiga de aços [FORREST, 1970]

h) Espessura da camada nitretada

GENEL et al., 2000, estudaram o efeito da espessura da camada nitretada na resistência à fadiga e concluíram ser um importante fator a considerar no projeto de componentes de máquinas.

Esse estudo definiu alguns parâmetros dimensionais para exprimir a proporção da zona de camada nitretada na seção transversal, tais como a área relativa de camada AR, a qual é definida como uma relação das “áreas camada / núcleo” e a relação do “diâmetro do arame / diâmetro do núcleo”, ou seja $D / (D-2t)$ – sendo “t” a espessura de camada. A relação da profundidade de camada / diâmetro do arame também pode ser utilizada.

A mudança na performance de fadiga e a melhoria na resistência à fadiga como uma função de parâmetros dimensionais $D/(D - 2t)$ e a profundidade relativa de camada t/D está ilustrada pela Figura 2.31.

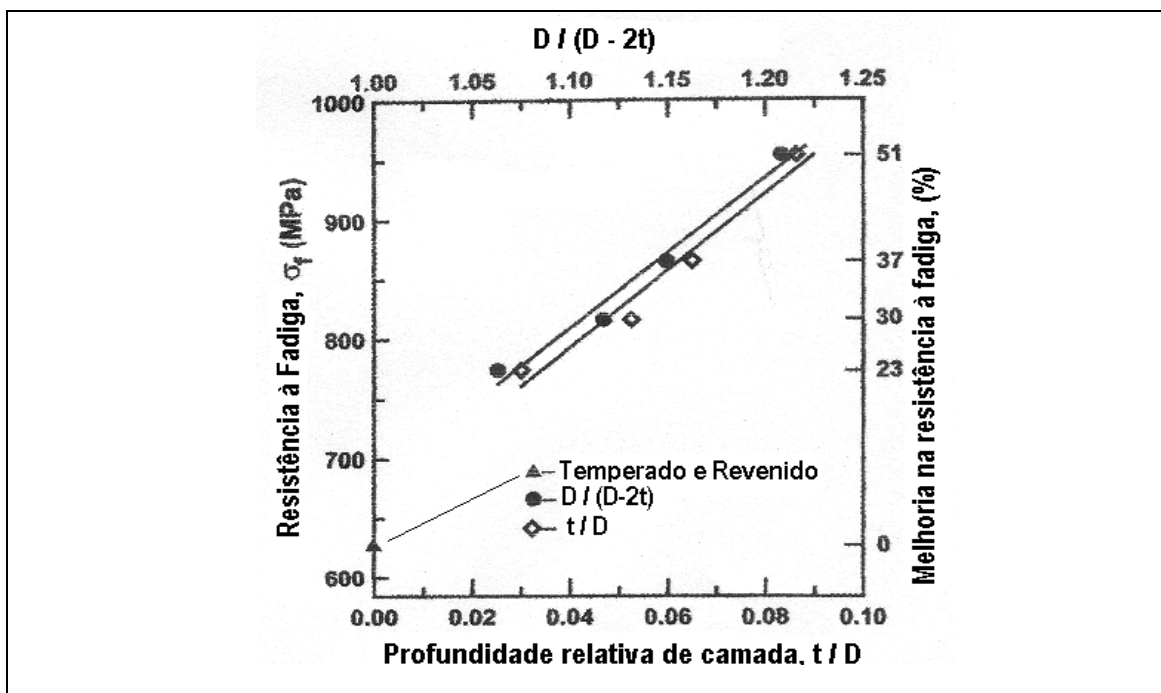


Figura 2.31 - – Efeito da profundidade relativa de camada t/D e parâmetro $D/(D-2t)$ na resistência à fadiga de aço SAE 4140 nitretado [GENEL et al., 2000]

A resistência à fadiga do aço é fortemente afetada pela espessura da camada nitretada. A tensão residual compressiva na superfície do aço nitretado aumenta com o crescimento da camada, porém excedendo-se um valor crítico de 0,075 de profundidade relativa de camada t/D , existe uma tendência de redução da tensão residual compressiva na superfície, conforme observado por GENEL et al., 2000.

Peças com camadas endurecidas podem falhar na superfície ou no máximo raio de núcleo (distância do núcleo até o final da camada endurecida) dependendo do gradiente de tensão. A Figura 2.32 mostra uma distribuição triangular típica de tensão de uma barra sob flexão ou torção. O limite de fadiga, neste caso, é denominado de “Se” – “*endurance limit*” - para a camada e núcleo – área tracejada da figura. Neste exemplo, qualquer que seja a tensão aplicada σ (tração) ou τ (torção), fora do raio do núcleo, o limite de fadiga da camada é apreciavelmente maior que o limite de fadiga do núcleo, devendo a falha por fadiga, nesse exemplo, ocorrer no núcleo.

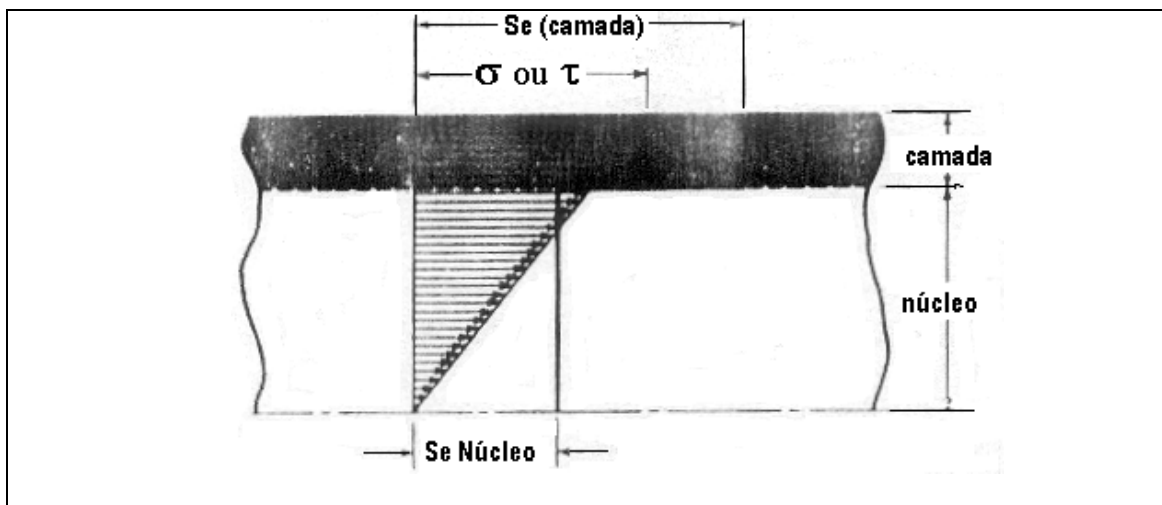


Figura 2.32 – Representação esquemática da distribuição de tensão no núcleo de um componente com camada endurecida sob flexão, ou torção [SHIGLEY, 1986].

SHIGLEY, 1986, observa que se algum concentrador de tensão (defeito superficial, por exemplo) também estiver presente na superfície, o gradiente de tensão será muito mais íngreme, e conseqüentemente a falha no núcleo é improvável.

No ensaio apenas de flexão (“*flexão pura*”) de um arame de aço nitretado a gás, com a presença de camada branca, de composição química, em peso, de 3% em cromo e 0,2% em carbono, observa-se, depois da ruptura, a presença de trincas paralelas na superfície de tração, desenvolvidas durante a flexão, uniformemente distanciadas, e na forma de arco, conforme ilustra a Figura 2.33 [JACK e WINNIK, 1979].

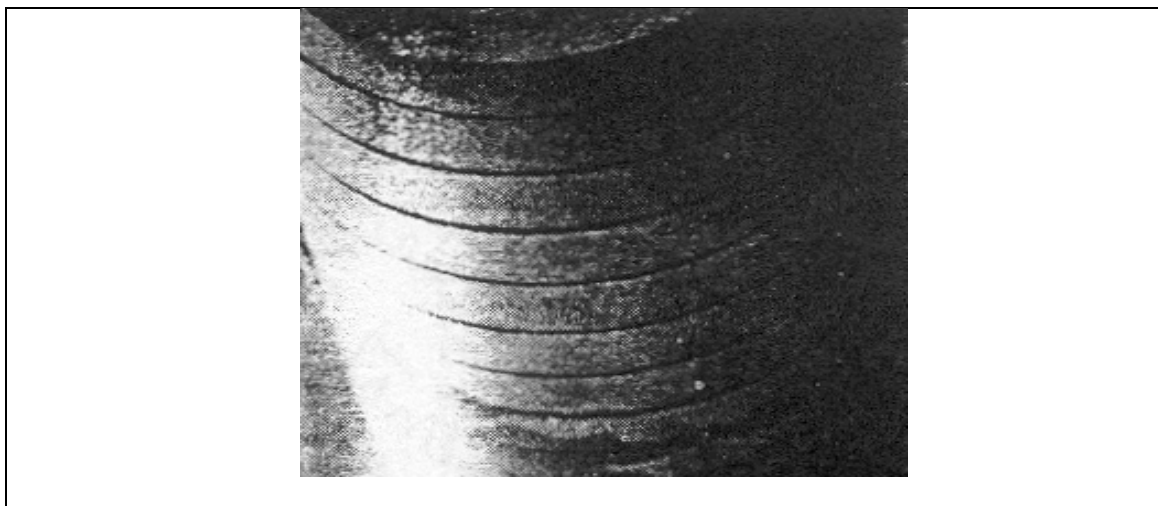


Figura 2.33 - Trincas em forma de arco dispostas paralelamente na superfície nitretada do arame (3%Cr e 0,2%C) [JACK e WINNIK, 1979]

Por causa da tensão residual de tração no núcleo, essa tensão excede o seu limite de escoamento mais cedo durante o teste, mas o núcleo será “comprimido” pela camada sem “escoamento”.

Um campo triaxial de tensões se forma nessa condição e o resultado disso é uma continua deformação elástica até que a deformação seja suficiente para nuclear uma trinca na camada. A carga na camada na primeira trinca é zero, mas o núcleo pode transferir a carga para a camada a qual incrementa com a distancia da trinca, como mostra a Figura 2.34.

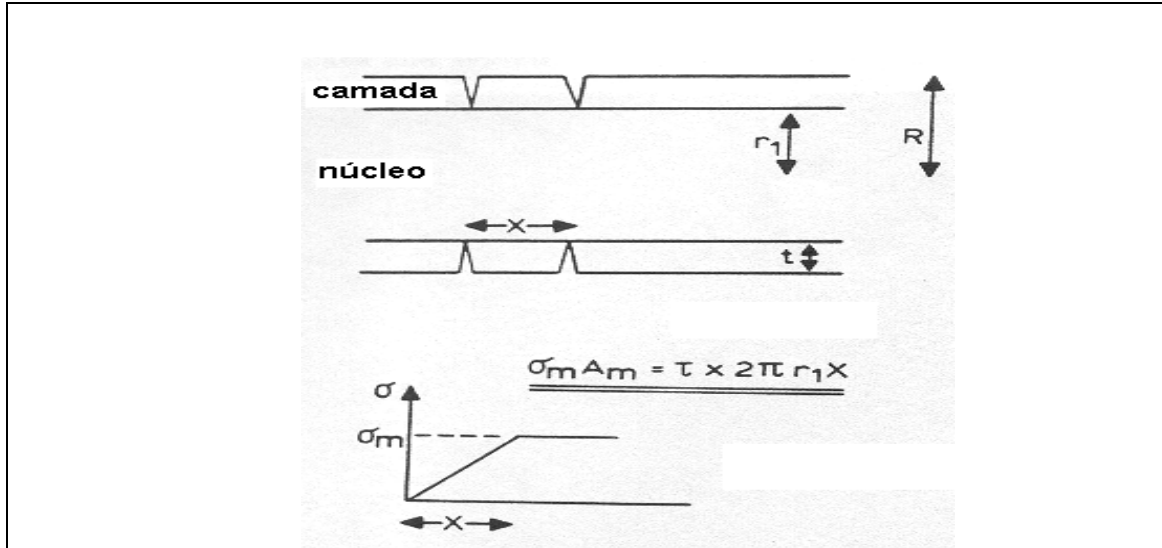


Figura 2.34 – Diagrama esquemático da carga transferida do núcleo dúctil, raio r_1 , para a camada de resistência σ_m e área A_m [JACK e WINNIK, 1979]

Neste caso, surge uma tensão de cisalhamento na interface “camada-núcleo” que é determinada pela expressão:

$$\tau = \frac{\sigma_f}{2} \quad (15)$$

onde:

σ_f - limite de escoamento do núcleo

A uma distância da primeira trinca maior do que uma distância crítica de transferência “ x ”, a tensão de fratura da camada pode ser excedida e um segundo arco de trinca pode se formar. Se a distância entre esta segunda trinca e a primeira é entre x e $2x$, então nenhuma trinca se formará entre elas. Essa análise mostra que a resistência à tração da camada pode ser dada por [JACK e WINNIK, 1979].

$$\sigma_m = \frac{\sigma_f r_1 x}{(R + r_1) \tau} \quad (16)$$

Onde,

σ_m - resistência à tração da camada

r_1 – raio interno (sem a camada)

R – raio total (com a camada)

σ_f – limite de escoamento do núcleo

x – distancia entre trinca

τ - tensão de cisalhamento na interface

Capítulo 3

Materiais e Métodos

O presente trabalho se constitui em um estudo do efeito da nitretação na resistência à fadiga por flexão-rotativa do arame de aço CrSiV. Os ensaios foram conduzidos em máquina Nakamura, descrita mais adiante, contemplando quatro (4) situações de superfícies modificadas, conforme Tabela 3.1:

Tabela 3.1 – Condições de superfícies modificadas dos arames deste estudo

Nitretação	“Shot-Peening”
Sem	Sem
Sem	Com
Com	Sem
Com	Com

A Tabela 3.2 apresenta os “*parâmetros de qualidade*” - número de ciclos e limite de resistência à fadiga - que o fabricante do aço CrSiV utiliza para determinar a qualidade do arame no ensaio por flexão-rotativa na máquina Nakamura.

Tabela 3.2 – “Parâmetros de qualidade” do aço CrSiV no ensaio por flexão-rotativa *

Numero de ciclos N	> 50.000.000 de ciclos
Limite de Resistência à Fadiga	880 N/mm ²

(*) – Aços Villares

Neste estudo, utilizaram-se os parâmetros da Tabela 3.2 como referência para a elaboração das planilhas de ensaios - escolha das tensões - por flexão-rotativa na máquina Nakamura.

A Tabela 3.3 apresenta um quadro sinóptico das principais atividades desenvolvidas neste estudo.

Tabela 3.3 – Quadro sinóptico das principais atividades deste estudo

Atividades	Descrição
Seleção do aço *	Aço CrSiV, bitola 4,000 +/- 0,025 mm. Acabamento superficial “shaviletrado”
Decapagem	Solução de ácido sulfúrico para remoção da camada de óxidos da superfície do arame (resultante da última operação de trefilação)
Preparação de amostras	Corte no comprimento de 800mm. Comprimento da mesa da máquina de teste de fadiga (Nakamura).
Ensaio mecânico	Resistência à tração, escoamento, e redução de área (antes e após a nitretação)
Análise Microscópica Óptica	Microscópica óptica (microestrutura) e dureza - antes da nitretação
Nitretação a gás	Utilizados três (3) processos de nitretação: Nit 1; Nit 2; e Nit 3
Análise Microscópica Óptica	Caracterização da superfície nitretada e perfil de microdureza
Jateamento, ou “Shot-Peening”	Jateamento da superfície de amostras de arames Com e Sem nitretação.
Ensaio de Fadiga	Ensaio de fadiga flexão-rotativa alternada na máquina Nakamura
Análise de Tensão residual	Tensão residual do arame na condição de temperado e revenido, nitretado e nitretado + “shot-peening”
Análise Microscópica eletrônica de varredura	Microscopia da face de fratura de alguns arames ensaiados para caracterizar os mecanismos atuantes de falha

(*) O aço CrSiV escolhido para este estudo foi em decorrência de ser o de maior interesse, ou um dos mais utilizados, na fabricação de molas – válvulas e embreagens - para a indústria automotiva.

3.1 – Material empregado

O aço deste estudo – aço CrSiV - é comercialmente designado VILL877V, fabricação Aços Villares, na forma de arame de diâmetro 4,000mm e tolerância de +/- 0,025mm. Normas similares do aço CrSiV, marca Villares VILL877V, estão descritas na Tabela 3.4.

O arame de aço marca Villares “VILL877V” é comumente conhecido como aço CrSiV, designação preferencial utilizada neste estudo.

Tabela 3.4 – Designação do aço VILL877 conforme normas de classificação de aços

Normas	Designação
Villares	VILL877V
SAE	9254V
DIN	17.223

A composição química nominal do arame de aço CrSiV é mostrada na Tabela 3.5. A Tabela 3.6 mostra a composição química das três (3) corridas de aço CrSiV utilizado para a produção do arame deste estudo.

Tabela 3.5 – Especificação da composição química (% em peso) do aço CrSiV

	C	Mn	Si	Cr	V	P	S	Cu
Mínimo	0,60	0,50	1,30	0,50	0,15	-	-	-
Máximo	0,65	0,80	1,50	0,70	0,25	0,020	0,020	0,060

Tabela 3.6 - Composição química das três (3) corridas do aço CrSiV (% em peso)

	C	Mn	Si	Cr	V	P	S	Cu
Corrida 1	0,620	0,640	1,430	0,560	0,170	0,009	0,010	0,040
Corrida 2	0,612	0,640	1,410	0,570	0,160	0,009	0,016	0,030
Corrida 3	0,624	0,630	1,410	0,540	0,160	0,007	0,019	0,020

Para este estudo, não se considerou a influência das diferentes composições químicas das três (3) corridas do aço CrSiV. As composições químicas das três corridas de aço atendem a especificação da Tabela 3.5.

3.2 – Propriedades mecânicas do arame de aço CrSiV

O tratamento térmico do arame de aço CrSiV consiste de aquecimento e resfriamento controlados com o objetivo de afetar as suas propriedades mecânicas e metalúrgicas. Esse tratamento térmico é realizado em forno contínuo de atmosfera controlada, para evitar o fenômeno de descarbonetação – empobrecimento de carbono na superfície – seguido de resfriamento em tanque de óleo e revenimento em tanque de chumbo (Pb) fundido a 440°C, aproximadamente. Outros parâmetros de tratamento térmico do arame trefilado são de propriedade Aços Villares. A microestrutura resultante é de martensita revenida. As propriedades mecânicas do arame de aço CrSiV, temperado e revenido, são:

- Resistência à tração: 2050 a 2100 MPa
- Limite de escoamento: 1920 - 1950 MPa
- Dureza de Núcleo: 620 HV10 \cong 54 - 55 HRC

No ensaio de tração, o arame de aço CrSiV, temperado e revenido, apresenta redução de área, em torno de 45%. A microestrutura final resultante do tratamento térmico de têmpera e revenimento é mostrada na Figura 3.1 e consiste de martensita revenida fina.



Figura 3.1 – Microestrutura do aço CrSiV, temperado e revenido. Aumento 100x. Ataque nital 3%.

3.3 – Qualidade do aço do arame de aço CrSiV

a) Defeitos Superficiais

O arame de aço CrSiV é submetido a inspeções de qualidade para detectar defeitos superficiais (trincas, dobras, inclusões). A superfície do arame – 100% da bobina - é duplamente inspecionada, em linha, por equipamento “Eddy-Current”, conforme ilustra a Figura 3.2.

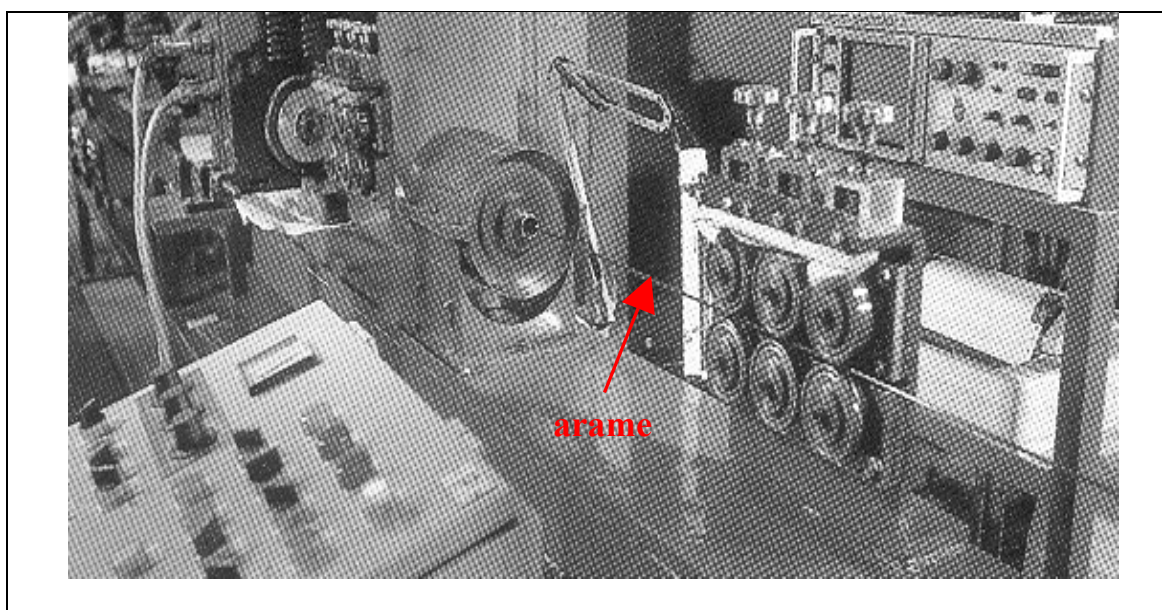


Figura 3.2 – Equipamento “Eddy-Current” para inspeção da superfície do arame

A inspeção realizada pelo equipamento “Eddy-Current” é dupla, conforme a seguir:

- “Circograh” – detecta defeitos longitudinais com profundidade superior a 40µm
- “Defectomat” – detecta defeitos transversais com profundidade superior a 100µm

Na sequência da inspeção em linha, ainda são realizadas as seguintes verificações de qualidade do arame:

- Dimensional óptico: equipamento que examina o dimensional (diâmetro) com precisão de 0,001mm

- Desmagnetizador: remove magnetismo residual
- Pintura de defeito: equipamento identifica através da pintura os defeitos localizados pelos aparelhos que compõe o equipamento “Eddy-Current”
- Sensor de identificação da pintura: fotocélula que confirma a identificação da pintura

b) Superfícies

O arame pode apresentar duas condições de acabamento superficial: Com “shaving”; e Sem “Shaving” A operação denominada “shaving” consiste de uma limpeza mecânica de descascamento do fio de aço. No caso, o fio passa por uma fiação de geometria especial para melhorar o acabamento e eliminar possíveis ocorrências de defeitos superficiais. Essa é a única operação na linha de fabricação do arame que será objeto de escolha do usuário, pois depende da aplicação industrial e implica em custos adicionais.

O arame utilizado neste estudo, como afirmado anteriormente, é o de bitola 4,000 +- 0,025mm, porém com um acabamento superficial “shavileto”. Essa condição de superfície altera a designação Villares do aço CrSiV de marca VILL877V para VILL877VA.

A rugosidade do arame de aço CrSiV, no estado temperado e revenido, foi medida em equipamento manual “Mitutoyo”, modelo SS 201, é mostrada na Tabela 3.7. Não se observou variação significativa de rugosidade nas amostras de arame de aço CrSiV utilizadas neste estudo.

Tabela 3.7 – Rugosidade do arame CrSiV, temperado e revenido

Rugosidade, μm	Resultados *
Ra	0,93; 0,87; 0,86
Rz	5,21; 5,24; 5,13
Rt	6,26; 6,29; 6,41

(*) – uma (1) inspeção para três (3) amostras de arame

c) Inclusões

Um aspecto de vital importância para a qualidade do arame de aço utilizado na fabricação de molas à indústria automotiva é a presença de microinclusões. O aço CrSiV, na etapa de fundição, é acalmado ao silício – operação de redução de impurezas – para evitar inclusões de alumínio e outras inclusões indeformáveis.

A inspeção de microinclusões é realizada quando o aço laminado, na forma de bobina, está na bitola de 7,94mm. Nessa condição, o produto obtido recebe a denominação de “fio-máquina”. Bobinas desse “fio-máquina” são selecionadas, com descarte de duas (2) espiras (diâmetro da bobina ~1,00 m) – correspondentes a “cabeça” e “pé” (em relação ao lingote de aciaria) - e, em seguida, retirado um pequeno pedaço para a inspeção metalográfica da microinclusão. A identificação e classificação das microinclusões são realizadas numa amostra polida (espelhada), sem ataque por reagente químico, e com aumento de 100x.

A inspeção metalográfica segue a norma ASTM E-45 e DIN 50602, método K, para identificar e classificar as microinclusões quanto aos tipos de óxidos (alumina, silício, ferro) e tamanho (pequena, média, grande). Os fabricantes de molas desenvolveram a norma Sueca SS 111116, Tabela 3.8, para o setor automotivo, classificando o tamanho máximo de microinclusões presentes na superfície do arame que poderá ser utilizado na fabricação de molas para válvulas, ou embreagens.

Tabela 3.8 – Tamanho e quantidade máximas de inclusões da norma SS 111116.

	Tamanho máximo de inclusões na superfície, μm		
	> 5 - 10	> 10 – 15	> 15
Quantidade máxima de inclusões	50	7	0

O tamanho de inclusões no núcleo do arame de aço utilizado neste estudo – para as três (3) corridas de aço CrSiV - atende à norma acima.

3.4 – Metodologia

3.4.1 – Nitretação

Neste estudo foram utilizados três (3) ciclos de nitretação com variações na temperatura e tempo de processo, mas sem grandes variações na espessura de camada nitretada obtida. Todos os processos foram conduzidos para se obter camada total, ou camada de difusão, da ordem de 0,050 a 0,100 mm. A camada total, ou de difusão, é medida em conformidade com a norma DIN 50190 que define a profundidade de camada nitretada como a dureza Vickers - com carga de 500g - de 50 pontos Vickers acima da dureza de núcleo. Em resumo, tem-se:

- Profundidade Camada Nitretada (Camada de Difusão) = Dureza Núcleo + 50 HV0,5

Os arames nitretados para este estudo foram dispostos na posição vertical dentro do forno com dimensões de 800x1500mm, conforme mostra a foto deste na Figura 3.3.



Figura 3.3 – Foto do equipamento de nitretação a gás [COMBUSTOL, 2002]

Os parâmetros de processos de nitretação utilizados neste estudo estão apresentados na Tabela 3.9. Os ciclos utilizados são identificados como “Nit”.

Tabela 3.9 – Parâmetros de processo de nitretação a gás utilizados neste estudo

Parâmetros	Nit 1	Nit 2	Nit 3
Temperatura, °C *	T1	T2	T3
Tempo, horas	08	15	25

(*) $T1 > T2 > T3$

Utilizando-se da Figura 2.2, capítulo 2.1, a Figura 3.4 sinaliza a faixa de temperatura utilizada para o desenvolvimento das nitretações Nit 1, Nit 2 e Nit 3, neste estudo.

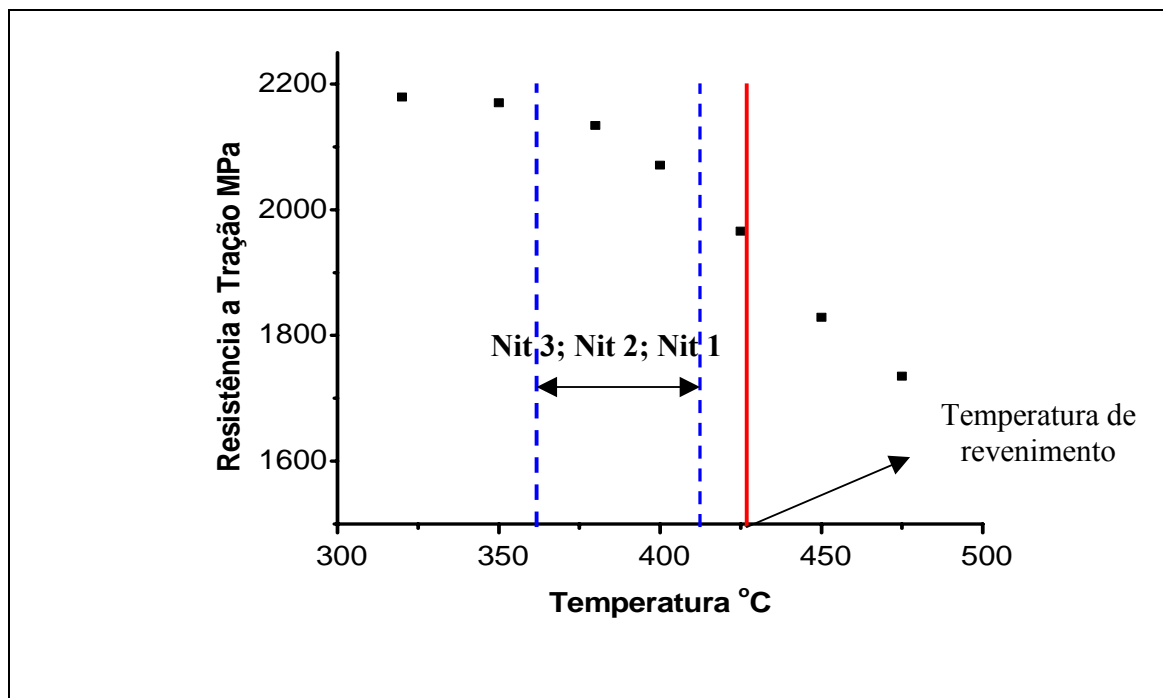


Figura 3.4 – Esquema da faixa de temperatura da nitretação Nit 1; Nit 2 e Nit 3

Os parâmetros de nitretação “temperatura”, “taxa de amônia” e “potencial de nitrogênio” dos processos Nit 1, Nit 2 e Nit 3 são considerados sigilosos pela empresa que executou a nitretação a gás nos arames.

3.4.2 – Ensaio de fadiga – máquina Nakamura

O ensaio por flexão-rotativa é um conveniente método para teste de fadiga de arames, conforme ilustra a Figura 3.5 [FORREST, 1970].

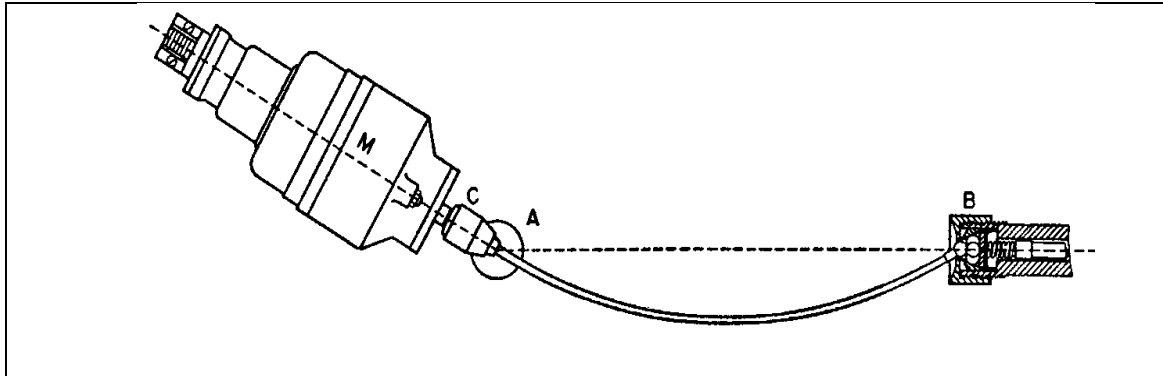


Figura 3.5 - Representação da máquina de fadiga Nakamura [FORREST,1970]

Uma ponta do arame A é fixada no mandril C do motor M; a outra ponta do arame está livre em B, apoiada em rolamentos. O arame apoiado no mandril C, acionado pelo motor M, pode girar livremente ao longo da linha A-B, sem aplicação de cargas, ou flexionado pela aplicação de uma carga (peso, Kg), conforme mostrado na Figura 3.5, produzindo tensões de compressão e tração ao longo do arame.

Os ensaios de fadiga flexão-rotativa alternada foram conduzidos no laboratório de ensaios mecânicos Aços Villares, Sorocaba, SP, em máquina desenvolvida pela indústria fabricante de arames. A máquina de ensaio é denominada “Nakamura” e tem as seguintes características, conforme manual de instrução do fabricante da máquina:

- Nome: “Rotating-Bending Fatigue Tester” – Nakamura
- Tipo: DWB7- 75969-05-95
- Número de ordem: 502051
- Ano de construção: 7/1/1996
- Fabricante: ZARIAN

A Figura 3.6 mostra máquina Nakamura preparada para executar ensaio de fadiga. A Figura 3.7 mostra uma outra vista da máquina Nakamura

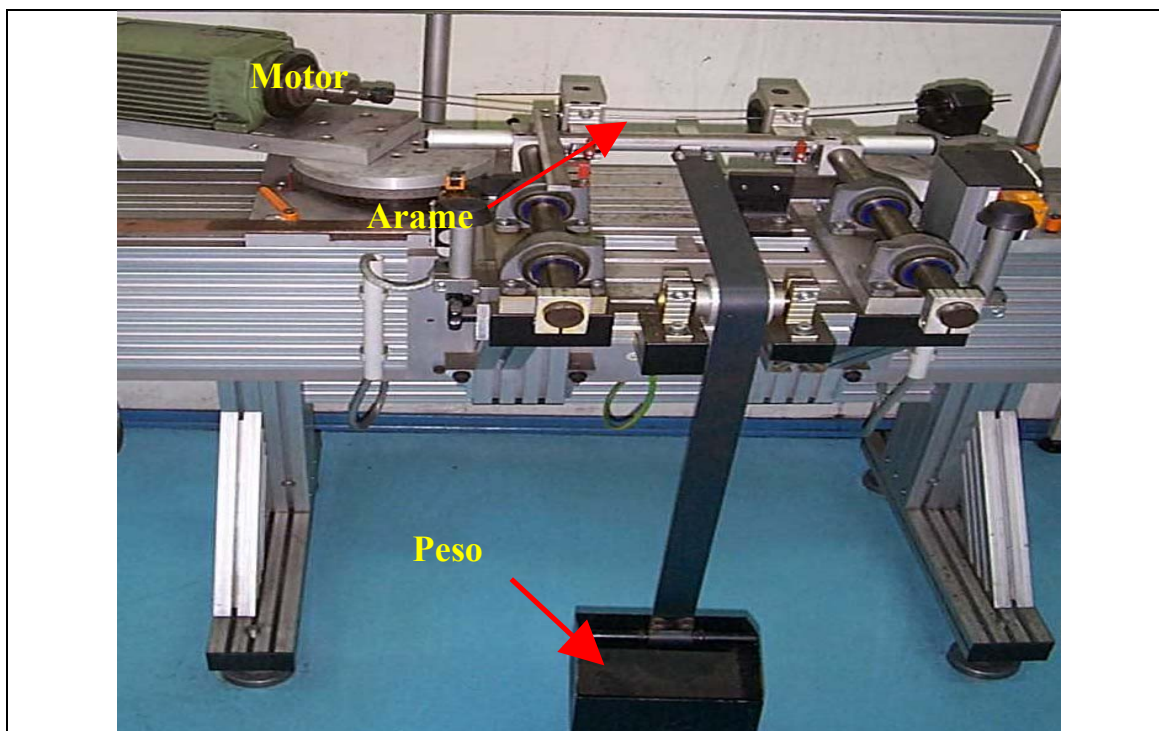


Figura 3.6 – Foto da máquina de fadiga Nakamura [VILLARES]

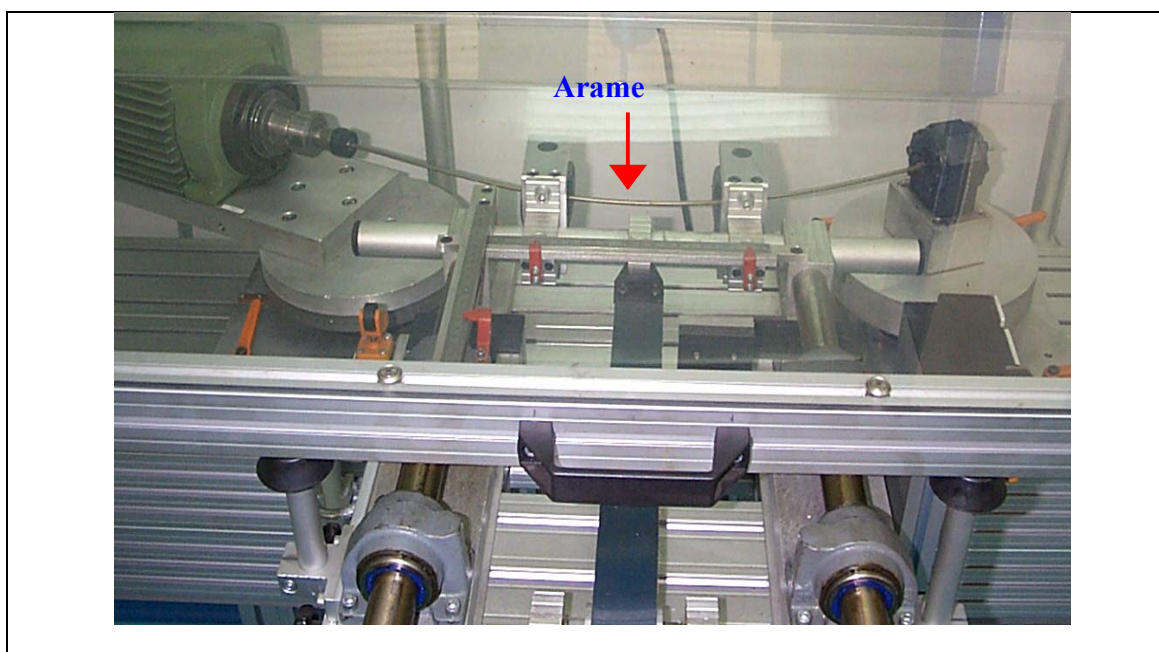


Figura 3.7 – Vista geral da máquina Nakamura de ensaio de fadiga

O motor da máquina Nakamura trabalha com uma rotação fixa de 5.000 rpm (rotações por minuto). A máquina dispõe de um dispositivo para “contar o tempo” (minutos) do ensaio. O ensaio termina quando ocorre a fratura do arame, ou quando é atingido o limite de ciclos preestabelecido. A quantidade de ciclos é dada pela expressão:

- $5.000 \text{ rpm} \times \text{horas registradas de ensaio} \times 60 \text{ minutos} = \text{Número de Ciclos}$ (17)

O peso indicado na Figura 3.6, formado por esferas de aço e, descontando-se o peso do dispositivo, é determinado pela seguinte expressão [ZARIAN, 1996]:

$$F = \frac{\sigma \cdot \pi \cdot d^3}{16 \cdot a} \text{ (N)} \quad (18) \quad \Rightarrow \quad m = \frac{F}{9,81} \text{ (Kg)}$$

Onde,

F = força

σ = Tensão (“bending stress”)

d = diâmetro do arame

a = distância entre o motor e o primeiro rolamento

m = peso a ser incluído no container

A Figura 3.8 é uma representação esquemática da máquina Nakamura com os principais aspectos constitutivos mostrados na tela do programa de computador que calcula os parâmetros de processo indicados na Tabela 3.10.

A Tabela 3.10 apresenta as características operacionais da máquina Nakamura com um exemplo de tensão de flexão de 900 N/mm^2 , considerando os elementos constitucionais mostrados na Figura 3.8.

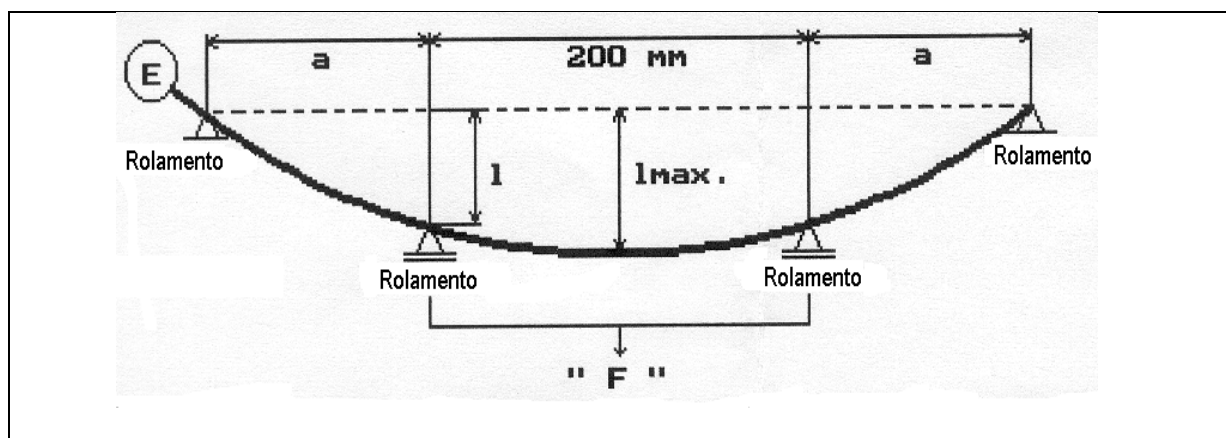


Figura 3.8 – Esquema na tela do computador da máquina Nakamura [VILLARES]

Tabela 3.10 – Principais características para a operação da máquina Nakamura

• Módulo de Elasticidade “E”	206.000 [N/mm ²]
• Coeficiente de atrito μ	0.1
• Diâmetro do arame	4,00 [mm]
Distância “a”	200 [mm]
Tensão de Flexão	900 [N/mm²]
Flecha l	74,06 [mm]
Flecha l máxima	85,16 [mm]
Torque	7526.80 [N.mm]
Peso	5,76 [kg]

- Elementos de operação fixos

3.4.3 – Inspeção da camada nitretada por microscopia óptica

A inspeção da microestrutura do núcleo e da superfície nitretada do arame foi realizada por microscopia óptica. A preparação metalográfica da superfície dos arames nitretados consistiu de um revestimento com níquel por processo galvânico para servir de ancoragem à camada nitretada (evitar abaulamento e manter a integridade da camada nitretada durante as etapas subsequentes de preparação) e, em seguida, as amostras foram embutidas em baquelite e cortadas na seção transversal para exame da camada nitretada.

O reagente químico utilizado para examinar todas as superfícies de arames nitretados neste estudo é o “Nital” 3 a 5% (concentração de ácido nítrico diluído em álcool etílico).

3.4.4–Análise da superfície de fratura por microscopia eletrônica de varredura –MEV

As faces de fraturas dos arames ensaiados na máquina Nakamura foram examinadas em um microscópio eletrônico de varredura IBM, fabricante Jeol, modelo JxA-840^a, no laboratório do Departamento de Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica da Unicamp.

O objetivo das inspeções é observar mais detalhadamente os mecanismos de fratura desenvolvidos no ensaio de fadiga flexão-rotativa alternada. As imagens produzidas pelo MEV são obtidas com elétrons secundários. As análises de composição química das inclusões deste estudo são obtidas por Espectroscopia por Energia Dispersiva (EDS).

3.4.5 – Ensaio de dureza e microdureza

Os arames, antes e depois de nitretados, são inspecionados quanto à dureza superficial e do núcleo, segundo norma ASTM. A seguir, descrição dos principais ensaios de dureza e microdureza realizados:

- Dureza de superfície: VICKERS, carga de 200 e 500g – norma NBR 146.1
- Dureza de núcleo e Perfil de microdureza: VICKERS, carga de 500g e 10kg – norma NBR 188.1

3.4.6 – Jateamento (“shot-peening”)

A operação de jateamento dos arames é conduzida em máquina de jateamento do laboratório de ensaios mecânicos da Aços Villares, mostrada na Figura 3.9.

Os arames, depois da nitretação, no comprimento 800mm, são conectados através de operação de “solda de topo” para se obter um arame único de comprimento mínimo de 3000mm, e, desta forma, permitir a passagem do arame na máquina, conforme indicado na Figura 3.9, sendo que as condições do processo de jateamento nesta máquina estão apresentadas na Tabela 3.11.

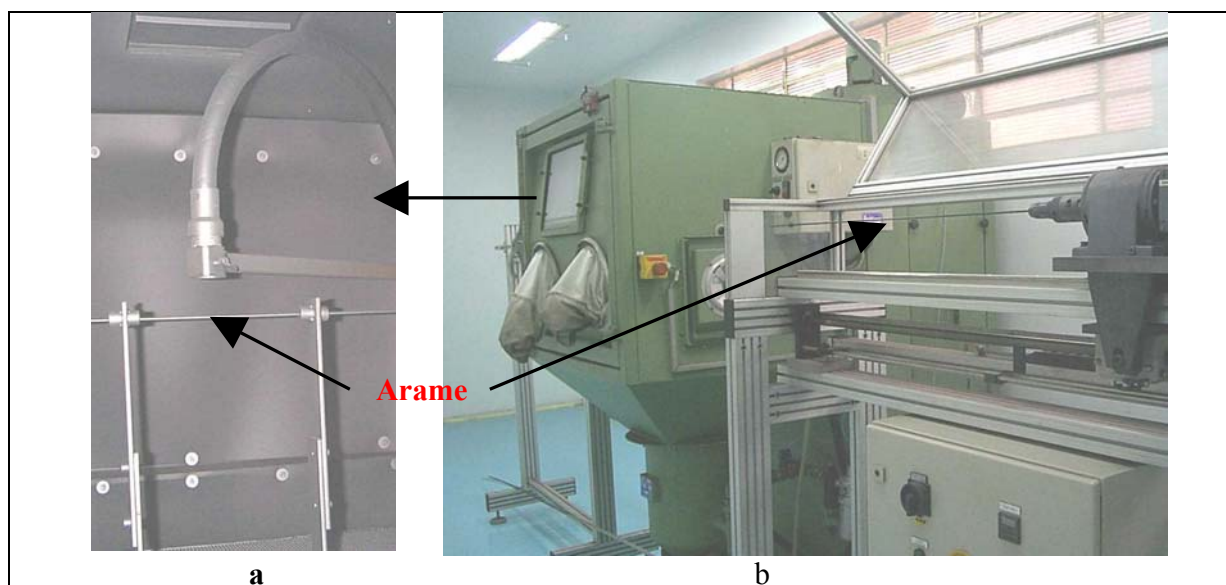


Figura 3.9 – Equipamento de jateamento (“shot-peening”), laboratório Aços Villares; (a) detalhe do local de jateamento do arame; (b) foto geral do equipamento

Tabela 3.11 – Principais parâmetros do processo de jateamento, ou “shot-peening”

Parâmetros	Condições
Diâmetro da esfera de aço	0,60 mm
Tempo de processo	30 minutos
Dureza da esfera de aço	640 HV
Rotação	60 voltas/minuto
Avanço	100 mm/minuto
Pressão de trabalho	5,5 Bar
Comprimento de arame jateado	800mm

A máquina de jateamento (“shot-peening”) do laboratório Aços Villares reproduz as mesmas condições de jateamento utilizadas pelos fabricantes de molas que realizam essa operação em máquinas especialmente construídas para essa finalidade.

3.4.7 – Exame da tensão residual

O exame da tensão residual é conduzido em equipamento da empresa Eaton-Transmissões, com as seguintes características:

- Marca: “Digital Fastress - residual stress analyzer”
- Modelo: 1500
- Ano Fabricação: 1998
- Fabricante: “Metro Design Inc.”
- Método de Medição: “Difração de raios-X”

As superfícies de arames (comprimento de 30mm, aproximadamente) – antes e depois de nitretadas – foram utilizadas para a medição da tensão residual por raios-X. Para a medição da tensão residual abaixo da superfície, utilizou-se o processo de desgaste químico desta por solução ácida.

As seguintes soluções ácidas foram utilizadas para o desgaste químico da superfície do arame:

- Solução de limpeza: 5% HF; 10% H₂O₂; 70% H₂O – 2 minutos
- Solução de ataque: 5% HF; 10% H₂O₂; 10% H₂SO₄ 70% H₂O – 2 minutos

Capítulo 4

Resultados e Discussão

4.1 – Resultados dos ensaios por flexão-rotativa na máquina “Nakamura”

A escolha das tensões para a realização dos ensaios na máquina “Nakamura” tiveram como referência os ensaios conduzidos pela Aços Villares, conforme mostrado na Tabela 3.2, capítulo 3, que foram obtidos para o arame de aço CrSiV, diâmetro 4,00mm, com a superfície modificada pelo processo “shot-peening”.

O cuidado na seleção das tensões para a realização dos ensaios se deve a longa duração destes. Por exemplo, 100 milhões de ciclos equivalem a 13 dias de ensaios.

A Tabela 4.1 apresenta, resumidamente, os resultados obtidos com os ensaios por flexão-rotativa na máquina “Nakamura” para todas as condições de superfícies modificadas de arame desenvolvidas neste estudo.

Tabela 4.1 – “Limite de Fadiga” obtido nos ensaios com a máquina “Nakamura” para todas as condições de superfícies modificadas no arame CrSiV

Condição da Superfície do Arame	Limite de Fadiga – N/mm²
Sem tratamento	720
“Shot-Peening”	880
Nitretação (Nit 1, Nit 2, Nit 3)	880
Nitretação (Nit 3) + “Shot-Peening”	900

A Tabela 4.2 mostra, para o arame sem tratamento de superfície, as tensões utilizadas, o número de ciclos (N) quando ocorreu a falha, sinaliza o tipo de fratura e indica o ensaio de fadiga cuja face de fratura do arame sofreu inspeção por microscopia eletrônica de varredura (MEV), Essa configuração de resultados de fadiga por flexão rotativa na máquina Nakamura, apresentada pela Tabela 4.2, foi reproduzida para todas as outras condições de superfícies modificadas de arame neste trabalho.

A Figura 4.1 é a representação gráfica tipo curva de Wohler para os resultados dos ensaios por flexão-rotativa na máquina Nakamura, constantes na Tabela 4.2, que foram obtidos para o arame sem tratamento de superfície.

Tabela 4.2 – Resultados dos ensaios de fadiga - sem nitretação e sem “shot-peening”

Tensão N/mm ²	Número de Ciclos	MEV	Tipo de Fratura	
			Superfície	Inclusão
700	37.044.000		Ensaio parado	
700	3.081.000		X	
700	86.565.000		X	
700	46.653.000	X	X	
700	120.000.000		Ensaio parado	
720	44.928.000		X	
720	73.479.000	X	x	
720	37.227.000		X	
720	30.186.000		X	
740	15.999.000		X	
740	1.584.000		X	
740	2.529.000		X	
760	117.000		X	
760	183.000		X	
760	186.000		X	
800	81.000		X	
800	183.000		X	
800	180.000		X	
860	160.000		X	
860	95.000		X	

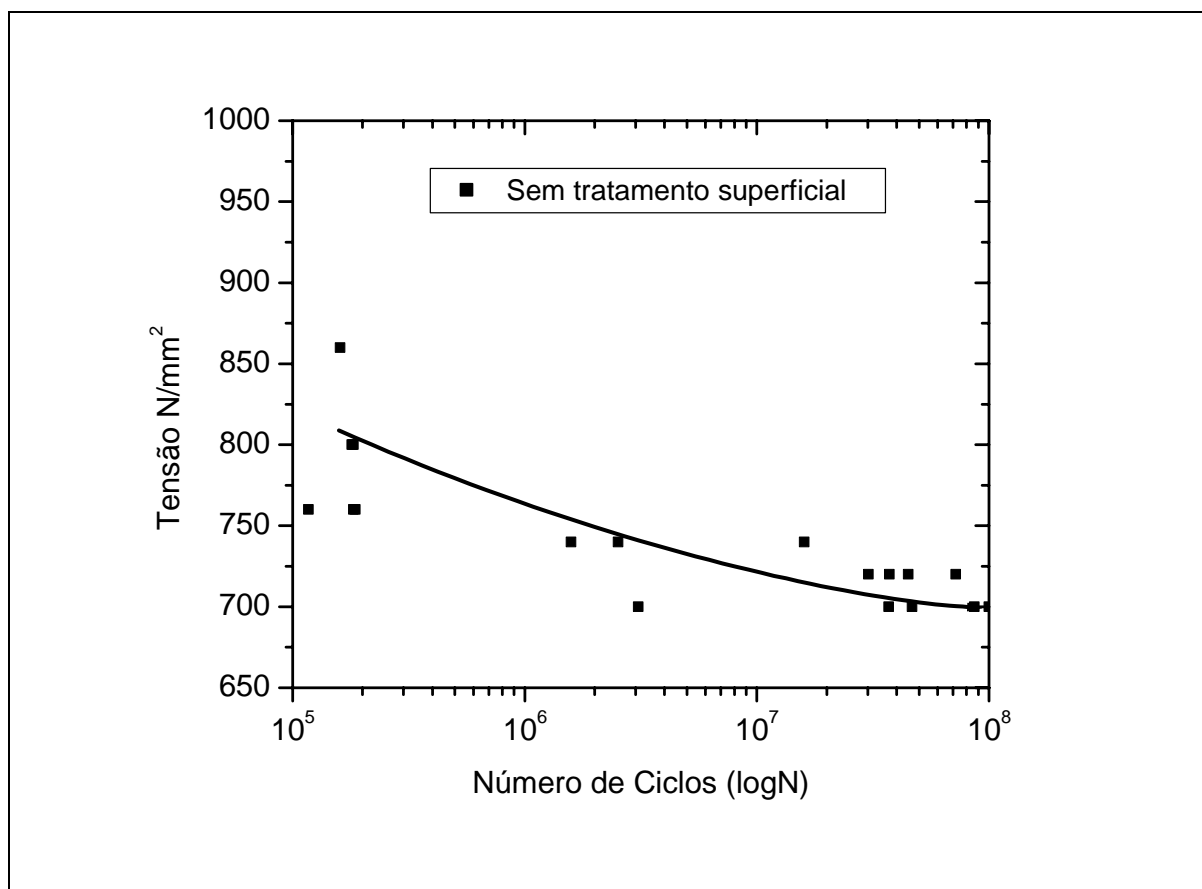


Figura 4.1 – Representação gráfica da curva de Wohler para arame sem tratamento na superfície

Na investigação da superfície de fratura por fadiga, duas zonas são evidentes, denominadas de “zona de fadiga” e “zona de ruptura”. As superfícies de fraturas mostram diferentes tamanhos de áreas para os Estágios II e III da fadiga e esta diferença no tamanho da trinca em estágio II diz respeito à tensão de ensaio, sendo tão maior quanto menor a tensão cíclica empregada [MADAYAG, 1969].

A face de fratura examinada por MEV do ensaio conduzido com a tensão de 720 N/mm², falha em 73.479.000 ciclos e mostrada na Figuras 4.2 sinaliza as duas diferentes morfologias na superfície de fratura por fadiga. A zona de fadiga corresponde ao local de propagação lenta da trinca (estágio II da fadiga) e a zona de ruptura a zona de propagação rápida da trinca (estágio III da fadiga). A linha tracejada na Figura 4.2a delimita a fronteira entre o estágio II e estágio III na fadiga, conforme ilustra a Figura 2.11, capítulo 2.

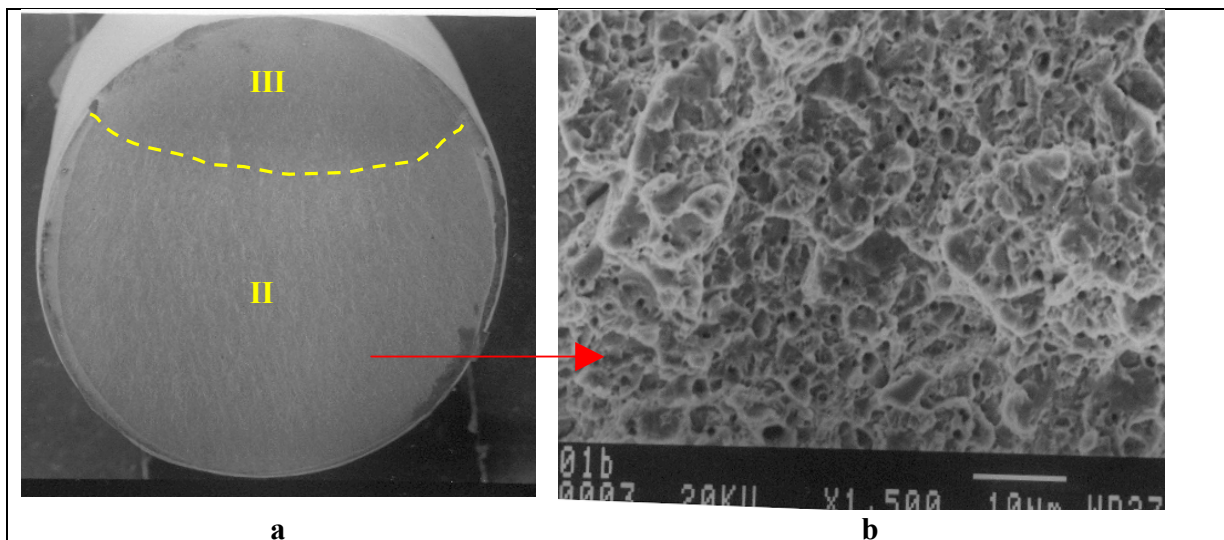


Figura 4.2– a) Superfície da face de fratura do arame no ensaio a 720 N/mm^2 e falha em 73.479.000 ciclos; b) Micromecanismos de fratura alveolar no estágio II da fadiga.

A fotomicrografia do Estágio II da fratura, Figura 4.2b, corresponde à nucleação e propagação lenta da trinca e mostra micromecanismos de fratura alveolar (“dimples”). A Figura 4.3 apresenta o aspecto dos micromecanismos de fratura quase-clivagem correspondente ao estágio III da fratura, ou seja, a “zona de ruptura” final.

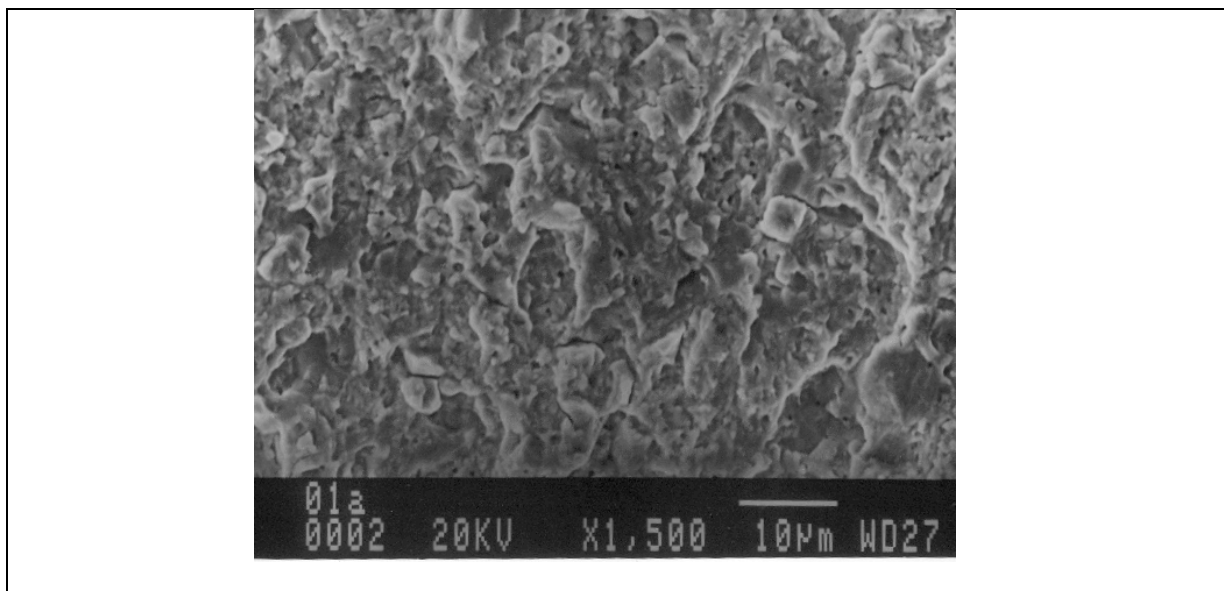


Figura 4.3 – Micromecanismo de fratura da zona (III) indicada na Figura 4.2b

A face de fratura examinada por MEV do ensaio conduzido com a tensão de 700 N/mm^2 , falha em 46.653.000 ciclos e trinca nucleada na superfície é mostrada na Figura 4.4. A Figura 4.5 mostra o micromecanismo de fratura quase-clivagem na área III da Figura 4.4a que corresponderia ao Estágio III da fadiga (ruptura final).

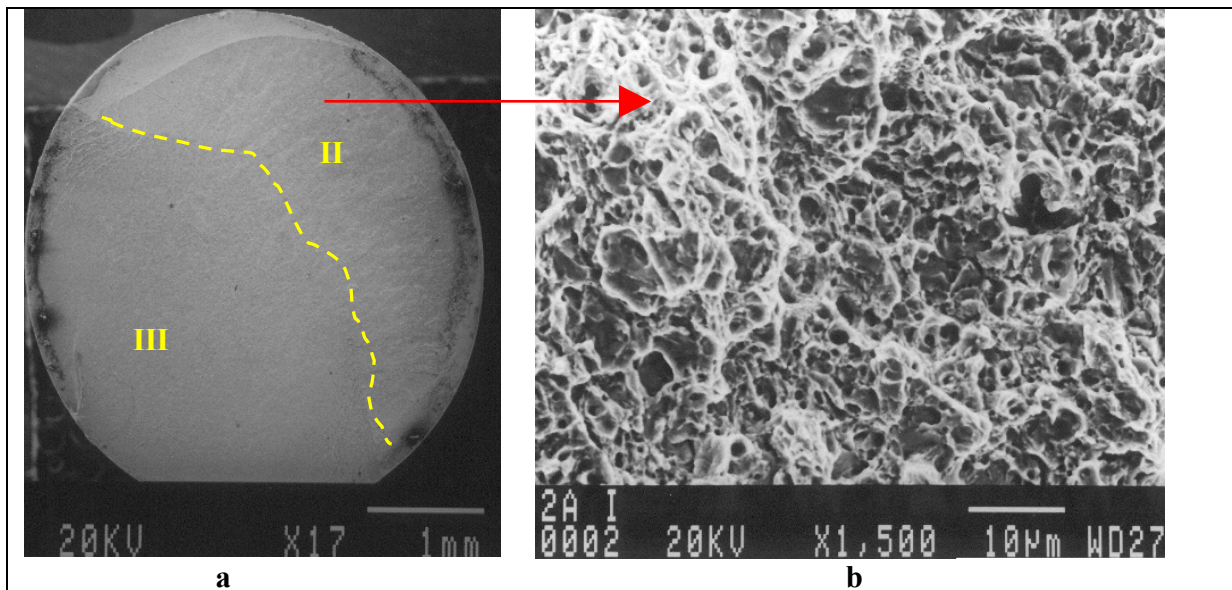


Figura 4.4 – a) Superfície da face de fratura do arame na tensão de 700 N/mm^2 e falha em 46.653.000 ciclos; b) Micromecanismos de fratura alveolar no estágio II de fadiga

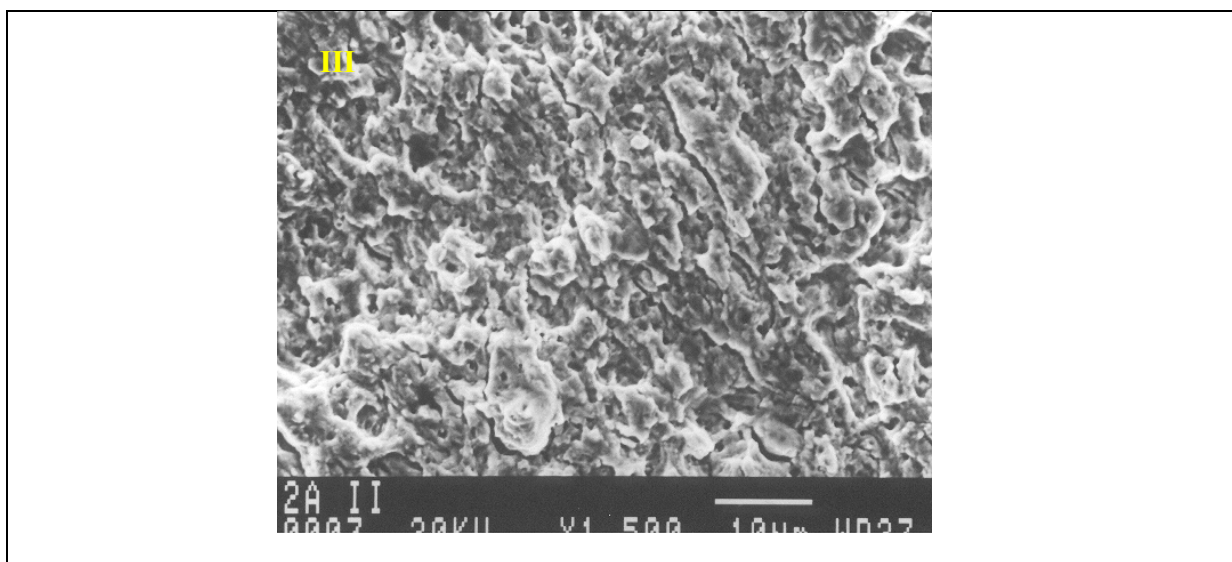


Figura 4.5 – Micromecanismo de fratura quase-clivagem do estágio III da fadiga da figura 4.4a

A Tabela 4.3 apresenta, para o arame com superfície modificada somente pelo “shot-peening”, os resultados dos ensaios de fadiga na máquina Nakamura. Um arame ensaiado sob a tensão de 880N/mm² não mostrou ruptura até 97.806.000 ciclos, quando então se paralisou o ensaio.

Tabela 4.3 - Resultados dos ensaios de fadiga – arame somente com “shot-peening”

Tensão N/mm ²	Número. de Ciclos	MEV	Tipo de Fratura	
			Superfície	Inclusão
880	97.806.000		Ensaio parado	
880	37.000.000		X	
880	32.334.000		X	
900	36.957.000		X	
900	56.772.000		X	
900	79.597.000	X	X	
920	16.992.000		X	
920	12.831.000		X	
920	15.921.000		X	
940	297.000		X	
940	225.000		X	
940	366.000		X	
980	369.000		X	
980	258.000		X	
980	228.000		X	

Nesse ensaio de fadiga com a superfície do arame modificada somente por jateamento de esferas de aço, ou “shot-peening”, conforme as condições descritas, anteriormente, observa-se uma elevação do limite de resistência à fadiga, em relação ao arame sem tratamento de superfície, para níveis que confirmam os resultados obtidos pela empresa fabricante do arame.

A Figura 4.6 é uma representação gráfica tipo curva de Wohler obtida para os resultados dos ensaios por flexão-rotativa mostrados na Tabela 4.3. A Figura 4.7 mostra as faces de fratura examinadas no MEV para o ensaio conduzido com a tensão de 900N/mm² e falha em 79.597.00 ciclos. A Figura 4.7b mostra os micromecanismos de fratura “quase-clivagem” presentes no estágio III da fadiga (ruptura final). Não se observa o estágio II da fadiga bem definida na imagem obtida pelo MEV.

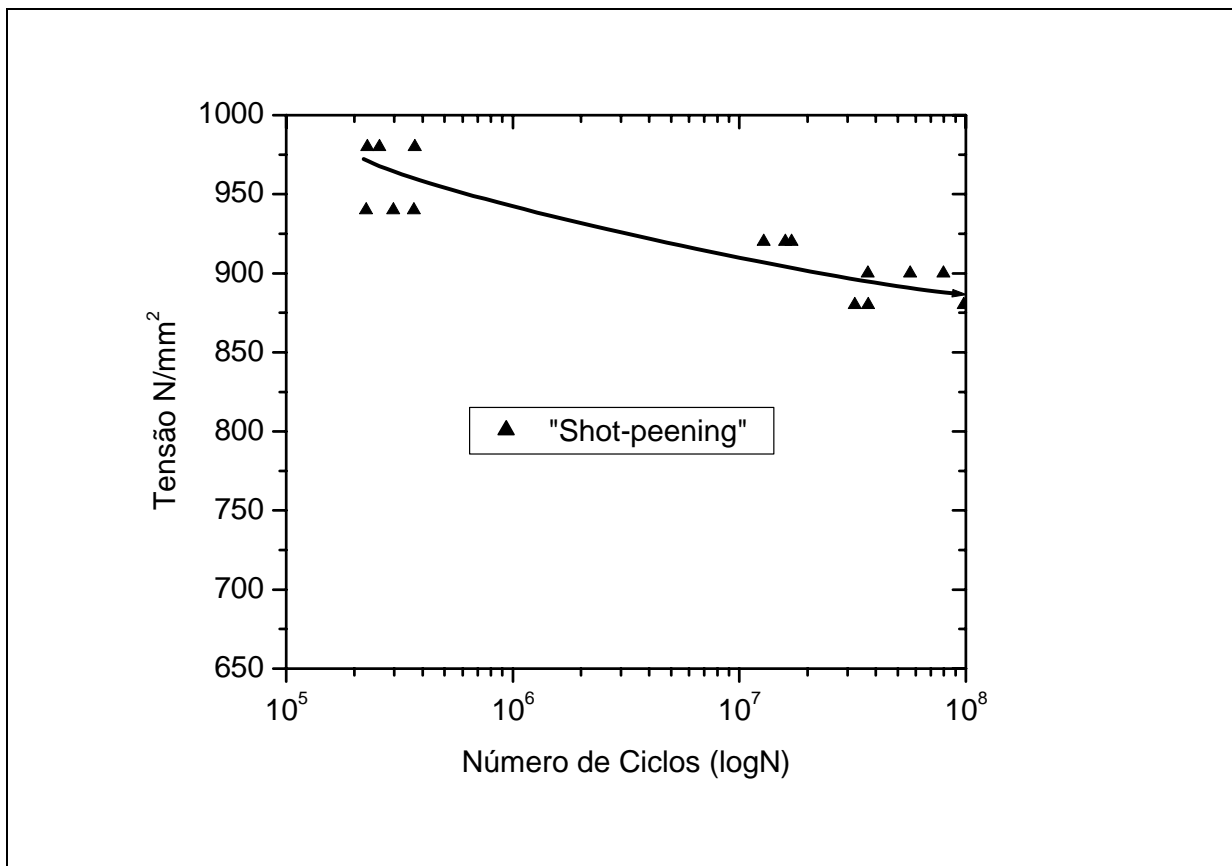


Figura 4.6 - Representação gráfica da curva de Wohler para o arame com a superfície modificada somente pelo "shot-peening"

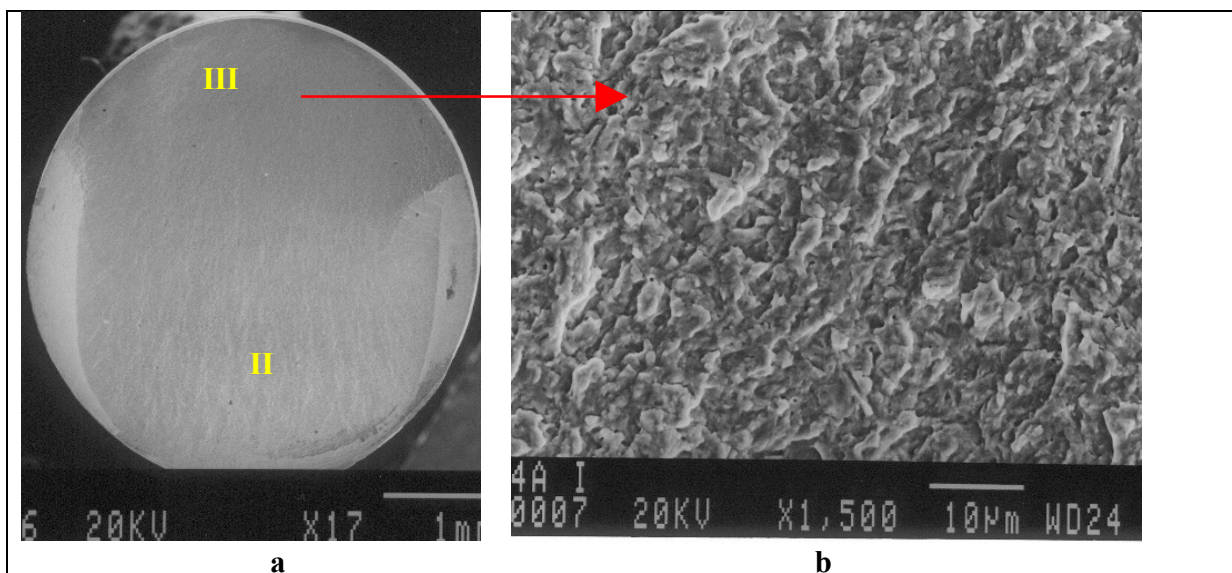


Figura 4.7 – a) Superfície da face de fratura do arame no ensaio a $900 N/mm^2$, falha em 79.597.00 ciclos; b) Micromecanismos de fratura para estágio III da fadiga.

Interessante registrar que para as duas condições de superfícies de arames ensaiadas – sem tratamento superficial e “shot-peening” - não foram observadas falhas com trincas nucleadas numa inclusão. Os arames utilizados nesses ensaios são os da “corrida 1”. A seguir, são apresentados e discutidos os resultados obtidos para as três (3) situações de superfícies de arames modificadas por difusão de nitrogênio (nitretação) e que foram submetidos aos ensaios por flexão-rotativa, máquina Nakamura, e objeto deste estudo.

A Tabela 4.4 apresenta um resumo dos resultados de profundidades de camadas nitretadas obtidas para os arames com as superfícies modificadas pelos processos de nitretação Nit 1, Nit 2 e Nit 3. Observou-se uma variação na espessura total de camada nitretada para os processos utilizados, porém em conformidade com os propósitos deste estudo de utilizar camada nitretada no arame de aço CrSiV na faixa de 0,050 a 0,10 mm.

Tabela 4.4 – Resultados de camada nitretada total, conforme norma DIN 50190

Nitretação	Camada Nitretada (mm)	
	Difusão	Branca
Nit 1 – 8 horas	0,080	0,0005 – 0,002
Nit 2 – 15 horas	0,100	0,001 – 0,002
Nit 3 – 25 horas	0,060	0,000 – 0,001

4.1.1 – Processo de nitretação Nit 1 - 8 horas

A Tabela 4.5 apresenta os resultados de fadiga na máquina Nakamura. para o arame com nitretação no processo Nit 1 – 8horas. Os arames utilizados nesse processo de nitretação pertencem à “corrida 1”.

Para essa primeira condição de superfície modificada por nitretação, processo Nit 1, com duração de 8 horas, observou-se ocorrência de falhas por fadiga, preferencialmente, com trinca nucleada numa inclusão e elevação do limite de resistência à fadiga, em relação ao arame sem tratamento de superfície, próxima ao do arame com “shot-peening”. A Figura 4.8 é a representação gráfica tipo curva de Wholer obtida para os resultados dos ensaios por flexão-rotativa mostrados na Tabela 4.5.

Tabela 4.5 - Resultados dos ensaios de fadiga – arame com nitretação Nit 1 - 8 horas

Tensão N/mm ²	Número. de Ciclos	MEV	Tipo de Fratura	
			Superfície	Inclusão
880	51.274.000			X
880	80.256.000			X
880	84.000.000			X
900	25.500.000			X
900	52.953.000			X
900	57.486.000			X
920	21.477.000	MEV		X
920	12.063.000	MEV		X
920	16.833.000			X
940	6.252.000	MEV		X
940	3.225.000			X
940	1.563.000		X	

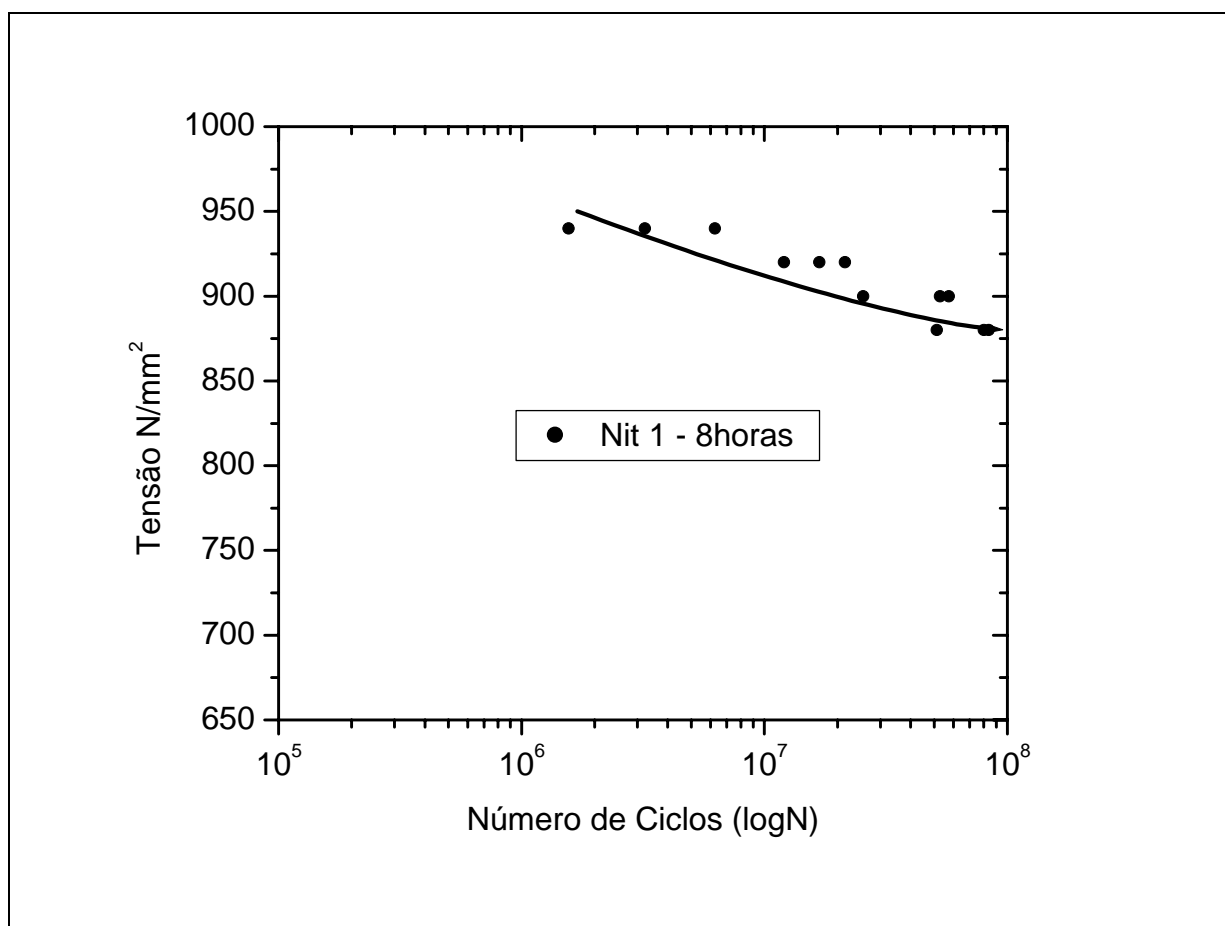


Figura 4.8 - Representação gráfica da curva de Wohler para o arame com Nit 1 – 8h

A Figura 4.9 mostra as superfícies de fratura correspondente ao ensaio Nakamura conduzido com a tensão de 900N/mm^2 , trinca nucleada numa inclusão e falha em 21.477.000 ciclos. Observa-se na Figura 4.9a as duas zonas, delimitadas pela linha tracejada, correspondentes aos estágios II (área do “olho de peixe”) e III da fadiga (ruptura final). A Figura 4.10 mostra o micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”) na área circunscrita ao “olho de peixe” com propagação lenta e radial da trinca. A Tabela 4.6 mostra a composição química da inclusão da Figura 4.9c obtida por EDS.

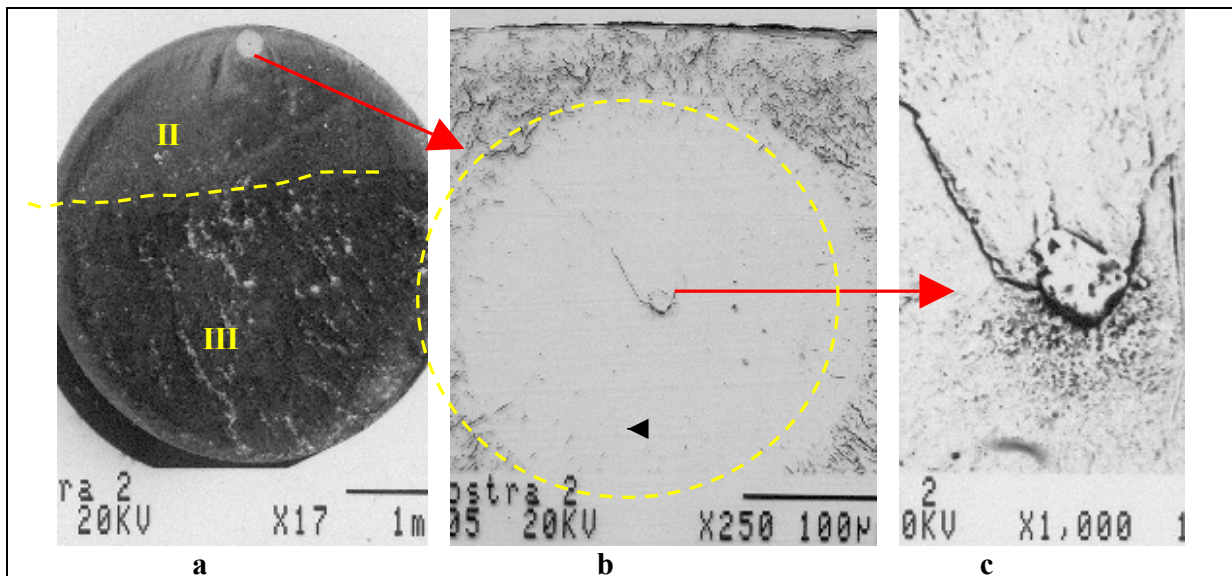


Figura 4.9 – a) Superfície da face de fratura do arame a 900 N/mm^2 , falha em 21.477.000 ciclos; b) Vista do “olho de peixe”; c) Detalhe da inclusão no “olho de peixe”

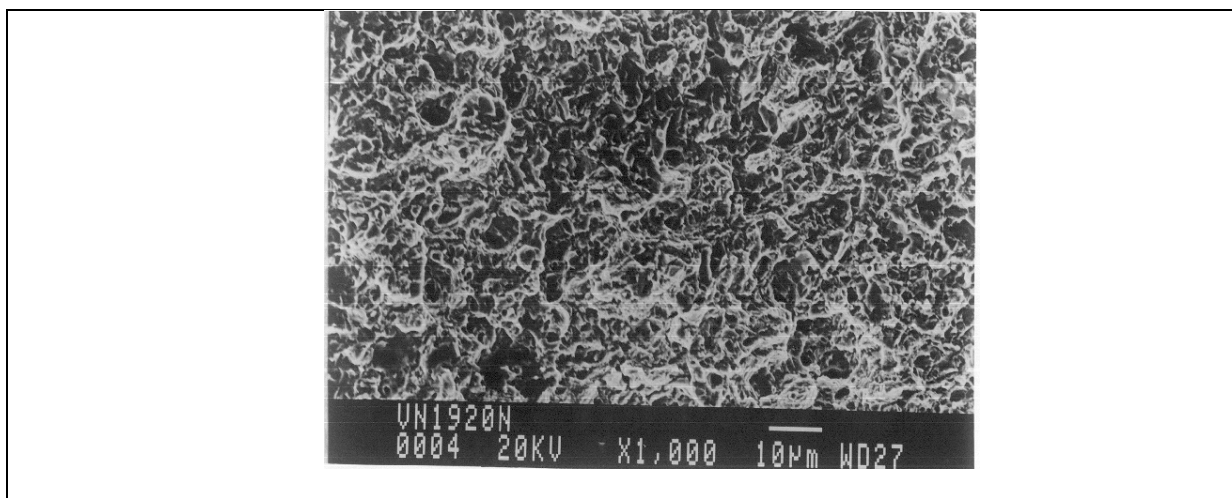


Figura 4.10 – Micromecanismo de fratura alveolar na zona do “olho de peixe” (Figura 4.9b)

Tabela 4.6 – Composição química da inclusão indicada pela seta Figura 4.9c

Elemento	Composição química	
	Átomos %	% em Peso
Silício	1,44	0,74
Cálcio	5,30	3,89
Manganês	2,98	3,00
Ferro	89,89	92,95
Titânio	0,30	0,27
Enxofre	0,09	0,05

A Figura 4.11 mostra o micromecanismo de fratura para o ensaio conduzido a 940 N/mm², trinca nucleada numa inclusão e falha em 6.252.000 ciclos. A inclusão da Figura 4.11, indicada pela seta, soltou-se durante a operação de limpeza da superfície por processo de ultra-som em recipiente com água, entretanto aplicando-se a técnica EDS em vestígios deixados pela inclusão na superfície mostrou a composição química descrita na Tabela 4.7, acusando participação majoritária do elemento ferro.

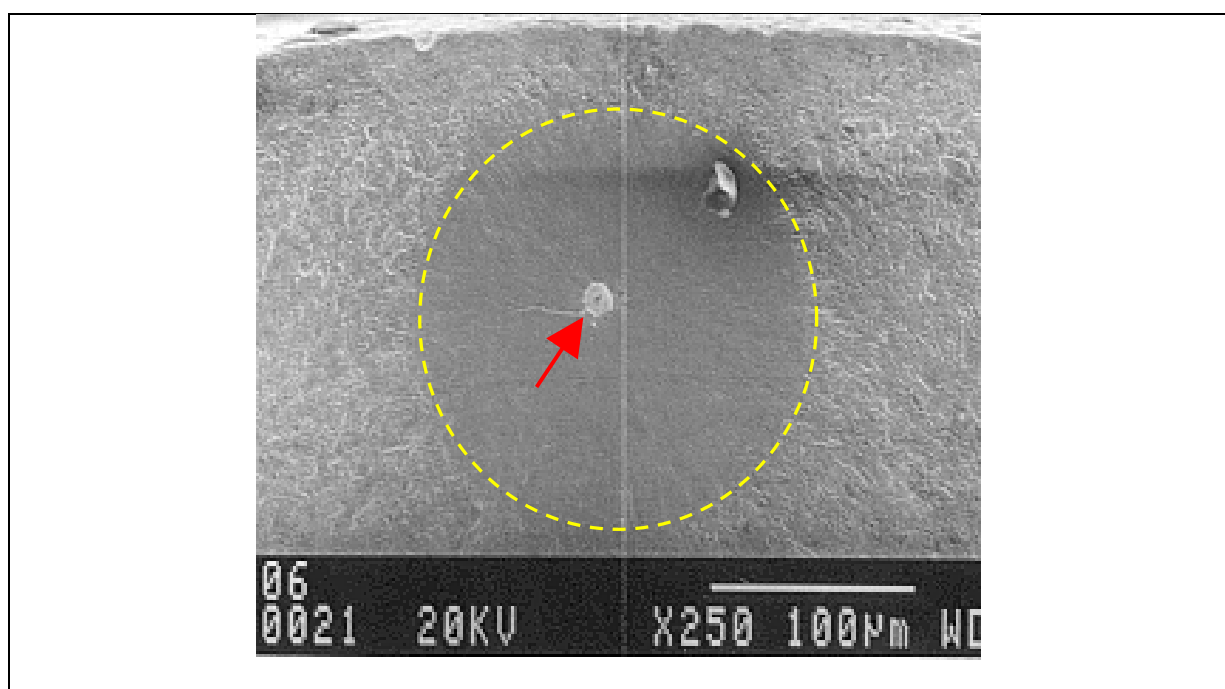


Figura 4.11 – Superfície da face de fratura no “olho de peixe” no arame para o ensaio a 940 N/mm² e falha em 6.252.000 ciclos.

Tabela 4.7 – Composição química da inclusão indicada pela seta na Figura 4.11

Elemento	Composição química	
	Átomos %	% em Peso
Silício	1,44	0,73
Cromo	0,89	0,84
Enxofre	0,36	0,21
Ferro	97,15	98,11
Cálcio	0,16	0,12

A Figura 4.12 mostra a superfície de fratura na inspeção por MEV de uma falha ocorrida em 12.063.000 ciclos no ensaio de fadiga conduzido na tensão de 920 N/mm^2 . A falha ocorreu pelo desenvolvimento de trincas a partir de uma inclusão de tamanho entre 0,010 a 0,020 mm e localizada a uma profundidade superior a 0,100 mm. A propagação radial da trinca forma um “olho de peixe” de raio, aproximadamente, de 0,100 mm.

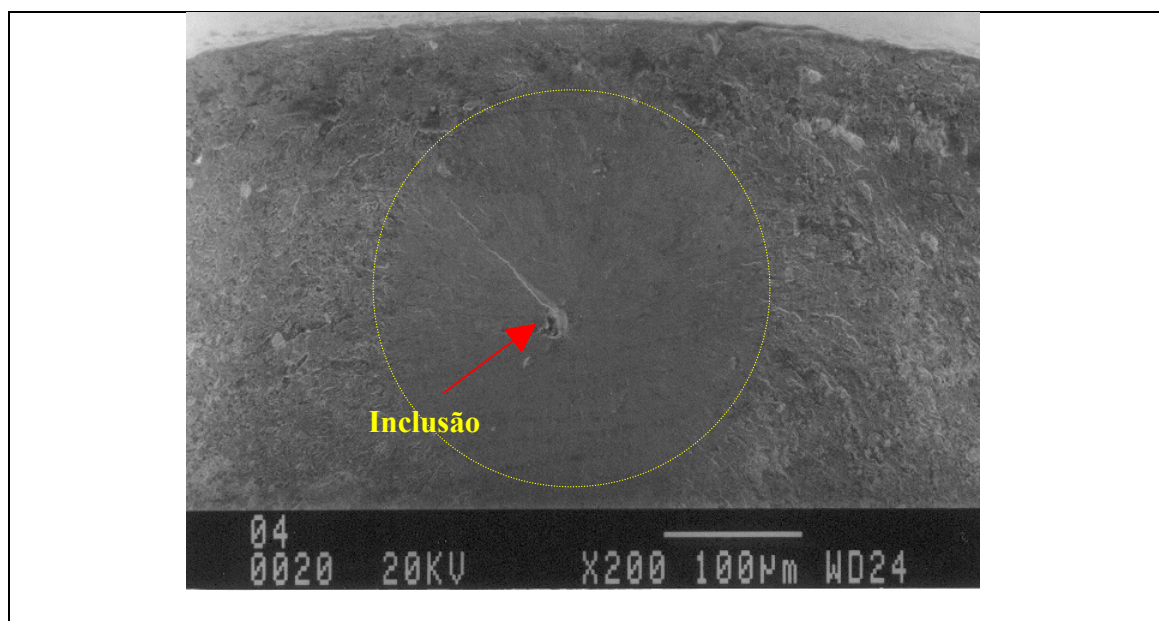


Figura 4.12 – Superfície da face de fratura do arame no “olho de peixe” para o ensaio a 920 N/mm^2 e falha em 12.063.000 ciclos

4.1.2 – Processo de nitretação Nit 2 - 15 horas

A Tabela 4.8 apresenta os resultados de fadiga na máquina Nakamura. para o arame com nitretação no processo Nit 2 – 15 horas. Os arames utilizados nesse processo de nitretação são o da “corrida 2”.

Nesta segunda condição de superfície de arame modificado por difusão de nitrogênio, processo Nit 2 - 15 horas - com temperatura de nitretação inferior ao utilizado no processo Nit 1, e camada nitretada total ligeiramente maior, conforme mostrado na Tabela 4.4, anteriormente, também se observou uma elevação do limite de resistência à fadiga para o nível de 880 N/mm².

Tabela 4.8 - Resultados de ensaios de fadiga – arame com nitretação Nit 2 – 15 horas

Tensão N/mm ²	Número. de Ciclos	MEV	Tipo de Fratura	
			Superfície	Inclusão
880	86.400.000			X
880	82.100.000			X
880	79.936.000		X	
900	21.474.000			X
900	16.437.000			X
900	33.717.000		X	
900	17.112.000	X	X	
920	6.633.000			X
920	8.691.000			X
920	10.494.000	X		X
940	3.909.000			X
940	5.295.000			X
940	6.840.000			X
960	3.615.000			X
960	980.000			X
960	950.000			X
980	180.000		X	
980	180.000		X	
980	411.000		X	

A Figura 4.13 é uma representação gráfica tipo curva de Wholer obtida para os resultados dos ensaios por flexão-rotativa mostrados na Tabela 4.8.

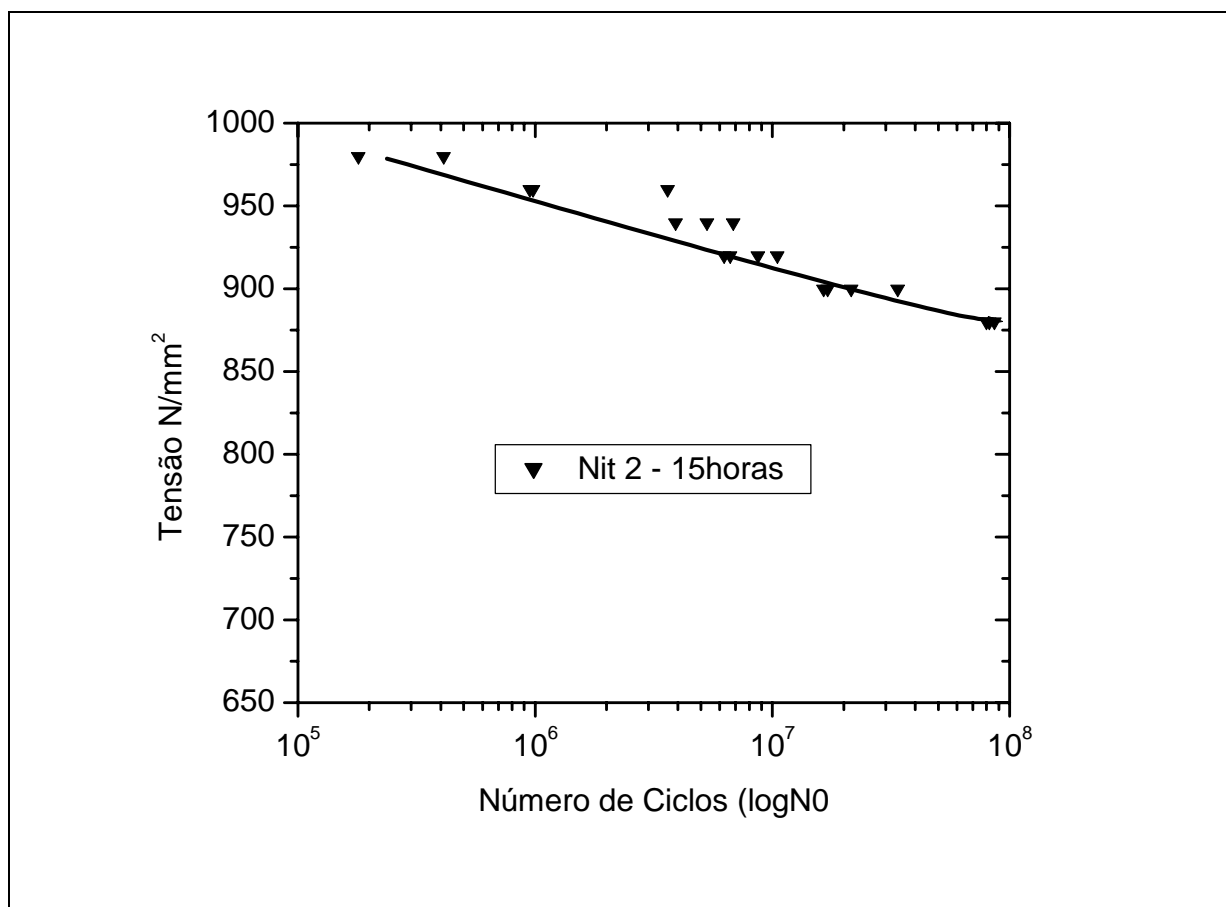


Figura 4.13 - Representação gráfica da curva de Wholer para o arame com Nit 2 - 15h

A Figura 4.14 apresenta a superfície de fratura para o ensaio conduzido a 940 N/mm², com trinca nucleada numa inclusão e falha em 10.494.000 ciclos. Observam-se trincas partindo da inclusão na Figura 4.14b. Essa figura ainda mostra uma outra inclusão de menor dimensão, como indicado pela seta menor.

A Tabela 4.9 mostra a composição química obtida por EDS da inclusão da Figura 4.14b e que nucleou trinca nesse ensaio; e a Tabela 4.10 mostra a composição química da inclusão indicada pela seta menor na Figura 4.14b e que não mostrou trincas nucleadas a partir dela.

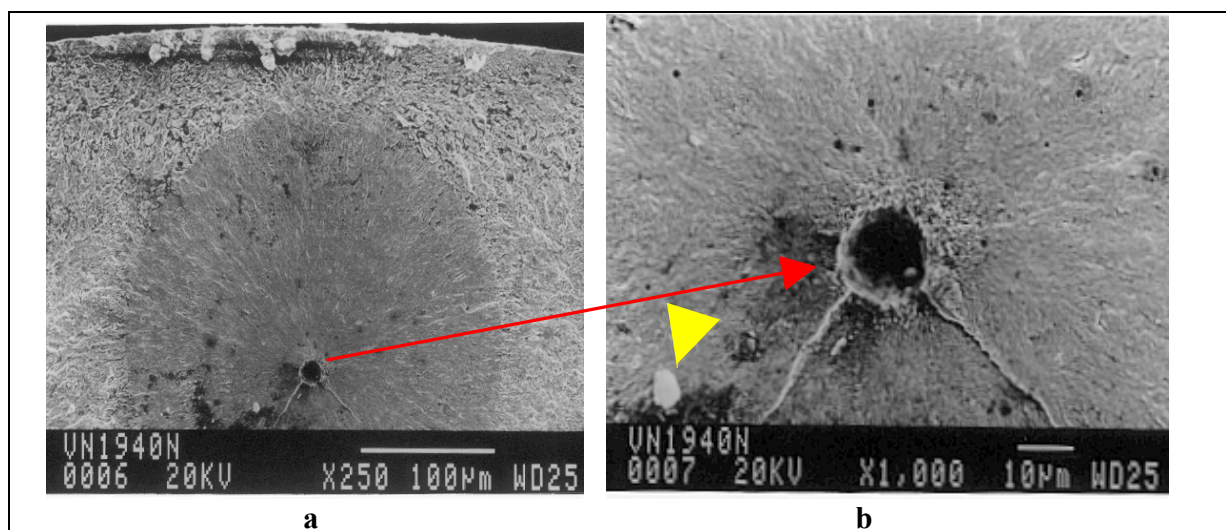


Figura 4.14 – a) Superfície da face de fratura no “olho de peixe” para o ensaio a 940N/mm² e falha em 10.494.000 ciclos; b) Detalhe da inclusão do “olho de peixe”.

Tabela 4.9 – Composição química da inclusão da Figura 4.14b - nucleação de trinca

Elemento	Composição química	
	Átomos %	% em Peso
Magnésio	0,21	0,09
Silício	0,49	0,25
Cálcio	0,64	0,46
Manganês	2,22	2,20
Ferro	95,14	96,01
Titânio	0,86	0,74
Alumínio	0,11	0,05

Tabela 4.10 – Composição química da inclusão indicada pela seta menor na Figura 4.14b

Elemento	Composição química	
	Átomos %	% em Peso
Magnésio	0	0
Silício	0,76	0,62
Cálcio	0,23	0,26
Manganês	0,66	1,04
Ferro	26,12	41,95
Titânio	0,09	0,12
Alumínio	71,93	55,82
Enxofre	0,21	0,19

A Figura 4.15 mostra a superfície de fratura do arame para o ensaio de fadiga conduzido com a tensão de 900 N/mm^2 , trinca nucleada na superfície e falha em 112.000 ciclos; e a Figura 4.16 mostra o detalhe da trinca identificada pela Figura 4.15b. A linha tracejada na Figura 4.15a delimita as zonas correspondentes ao estágio II e III da fadiga. A trinca na superfície mostrada na Figura 4.16 pode ter surgido, provavelmente, devido a algum defeito, não identificado nesta inspeção, que atuou como “concentrador de tensão”.

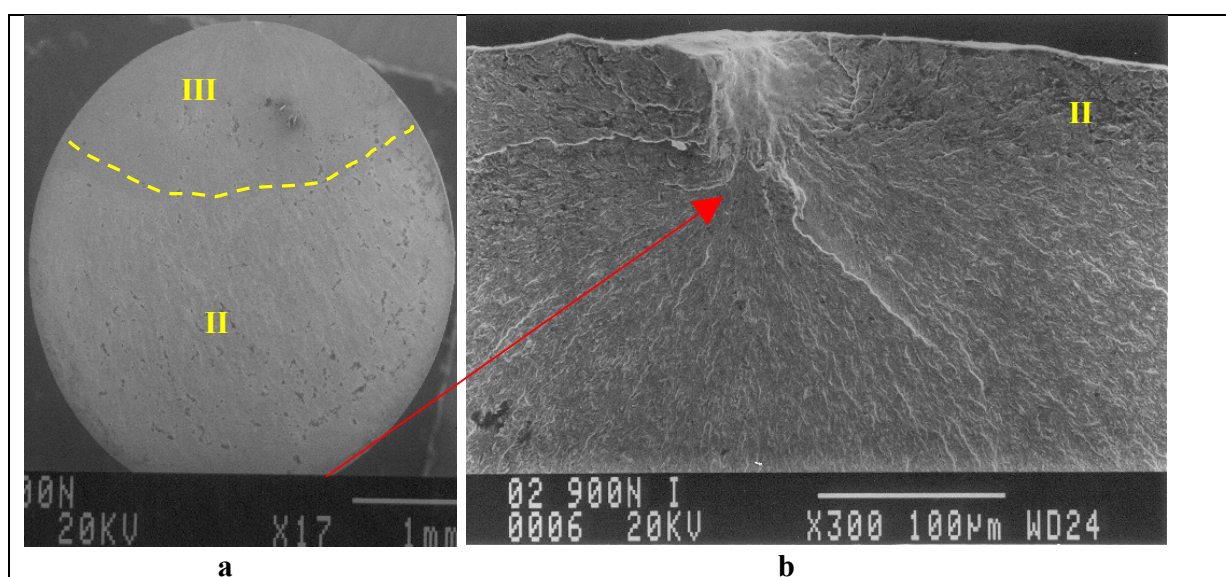


Figura 4.15 – a) Superfície da face de fratura do ensaio a 900 N/mm^2 , falha em 17.112.000 ciclos; b) Detalhe da superfície da face de fratura com trinca na superfície

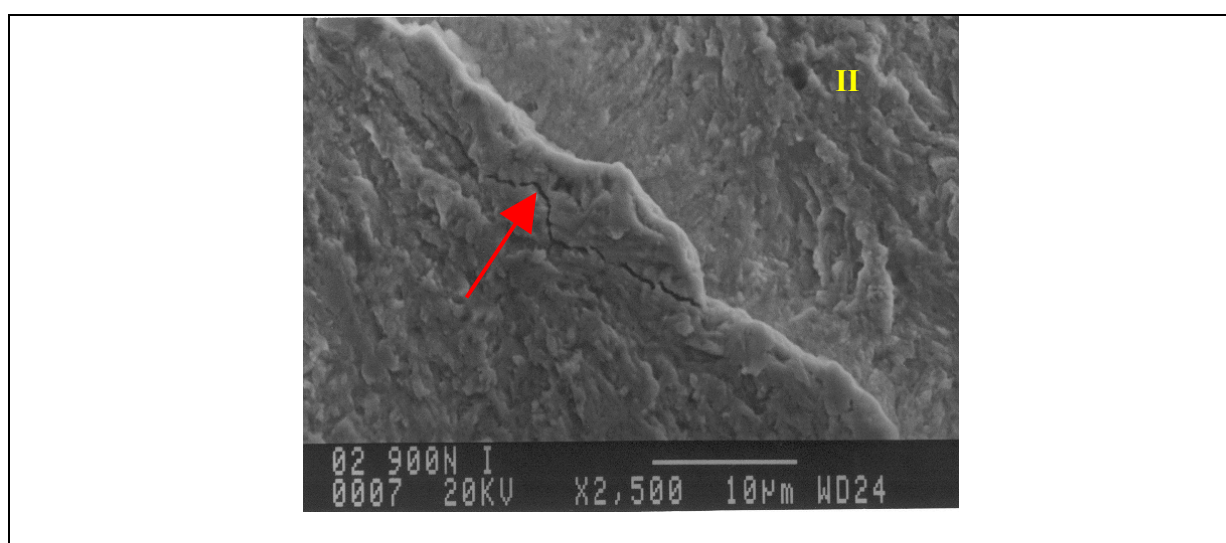


Figura 4.16 – Detalhe da trinca (seta) observada na Figura 4.15b. Aumento 2.500x

4.1.3 – Processo de nitretação Nit 3 - 25 horas

A Tabela 4.11 apresenta os resultados de fadiga na máquina Nakamura, para o arame com nitretação no processo Nit 3 – 15 horas. Os arames utilizados nesse processo de nitretação são o da “corrida 3”. Neste processo de nitretação Nit 3, com duração de 25 horas, a maioria das falhas ocorreu na superfície. A camada de difusão obtida foi a de menor profundidade entre os três (3) processos utilizados, sendo que aqui também se observou uma elevação do limite de resistência à fadiga, em relação ao arame sem tratamento de superfície.

Tabela 4.11 - Resultados de ensaios de fadiga – arame com nitretação Nit 3 – 25h

Tensão N/mm ²	Número. de Ciclos	MEV	Tipo de Fratura	
			Superfície	Inclusão
880	48.237.000	X	X	
880	50.367.000	X	X	
880	54.396.000		X	
900	45.141.000	X		X
900	22.047.000		X	
900	21.987.000		X	
900	33.717.000	X	X	
900	34.128.000	X	X	
900	20.883.000		X	
920	16.660.000		X	
920	19.026.000	X		X
920	17.112.000		X	
920	18.465.000		X	
940	1.749.000		X	
940	4.473.000		X	
940	2.520.000		X	

A Figura 4.17 é uma representação gráfica tipo curva de Wohler obtida para os resultados dos ensaios por flexão-rotativa mostrados na Tabela 4.10. A Figura 4.18 mostra a superfície de fratura do arame conduzido no ensaio a 900 N/mm², com trinca nucleada na superfície, falha em 34.128.000 ciclos e as respectivas zonas de fadiga (II e III) delimitadas pela linha tracejada. O micromecanismo de fratura quase-clivagem está presente para a área do estágio III da fadiga e corresponde a propagação rápida da trinca.

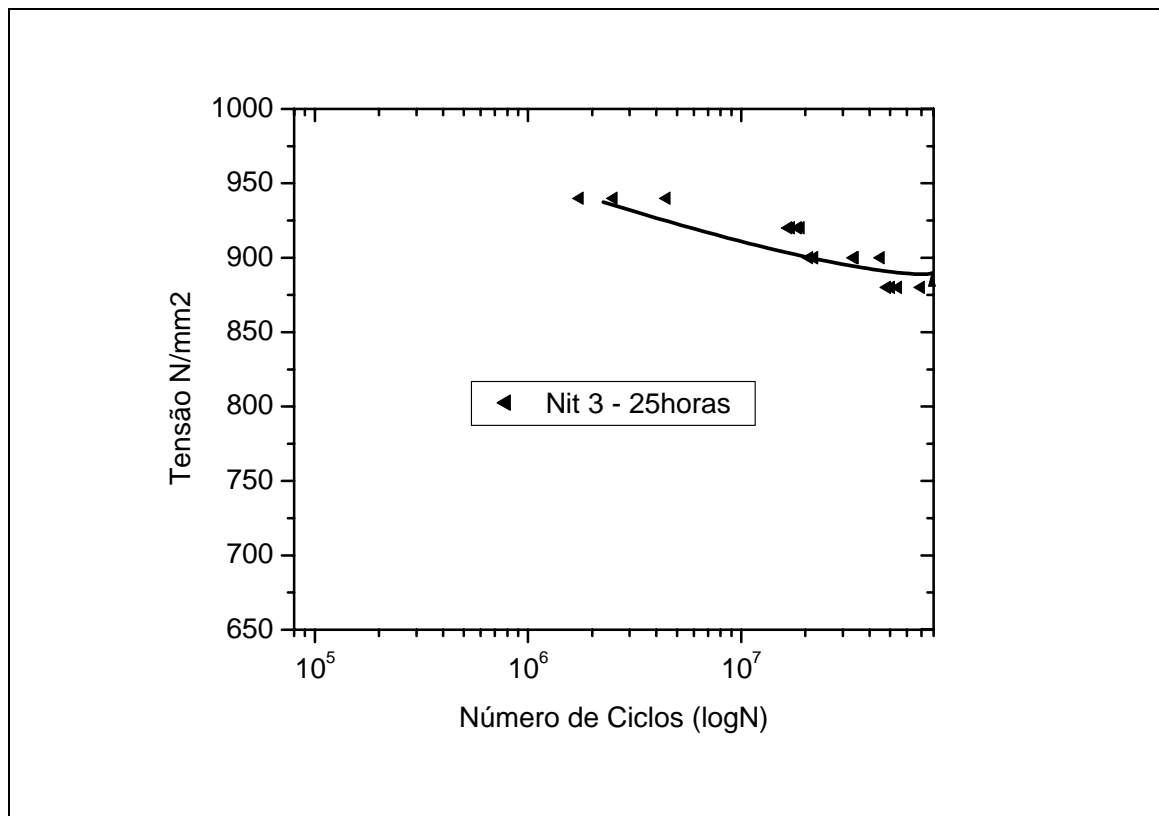


Figura 4.17 - Representação gráfica da curva de Wohler para arame com Nit 3 - 25h

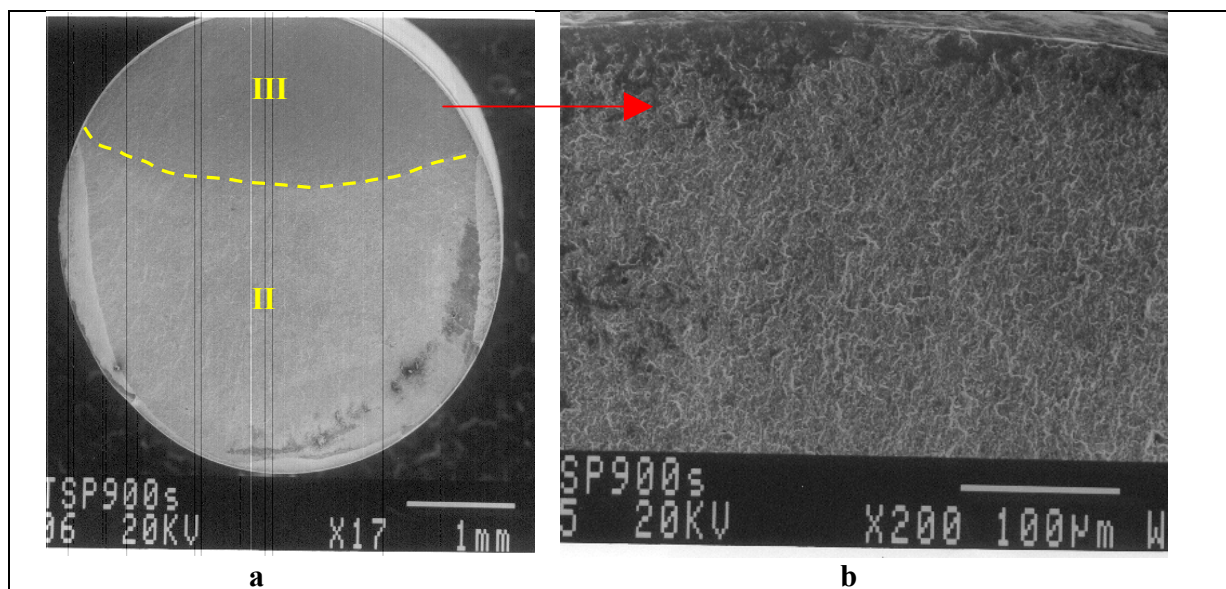


Figura 4.18 – a) Superfície da face de fratura do arame no ensaio a 900 N/mm², falha em 34.128.000 ciclos; b) Detalhes da superfície de fratura - estágio III da fadiga

A Figura 4.19 mostra a superfície de fratura do arame conduzido no ensaio com a tensão de 860 N/mm^2 , trinca nucleada na superfície e falha em 48.237.000 ciclos. A Figura 4.20 mostra o micromecanismo de fratura alveolar na zona correspondente ao estágio II da fratura por fadiga indicada na Figura 4.19a.

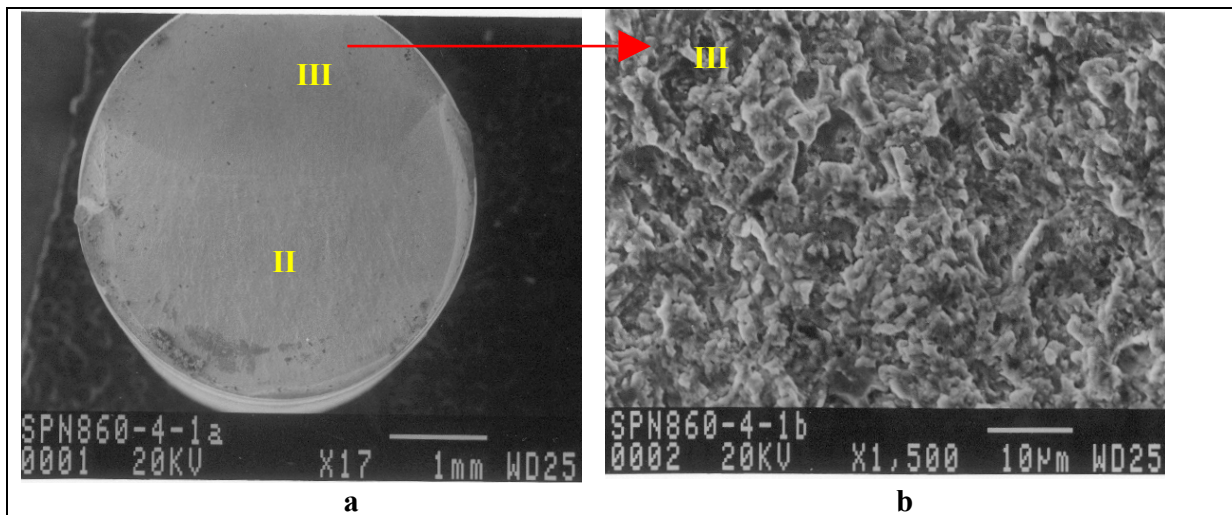


Figura 4.19 – a) Superfície da face de fratura do arame no ensaio a 860 N/mm^2 , falha em 48.237.000 ciclos; b) Micromecanismos de fratura quase-clivagem - estágio III da fadiga

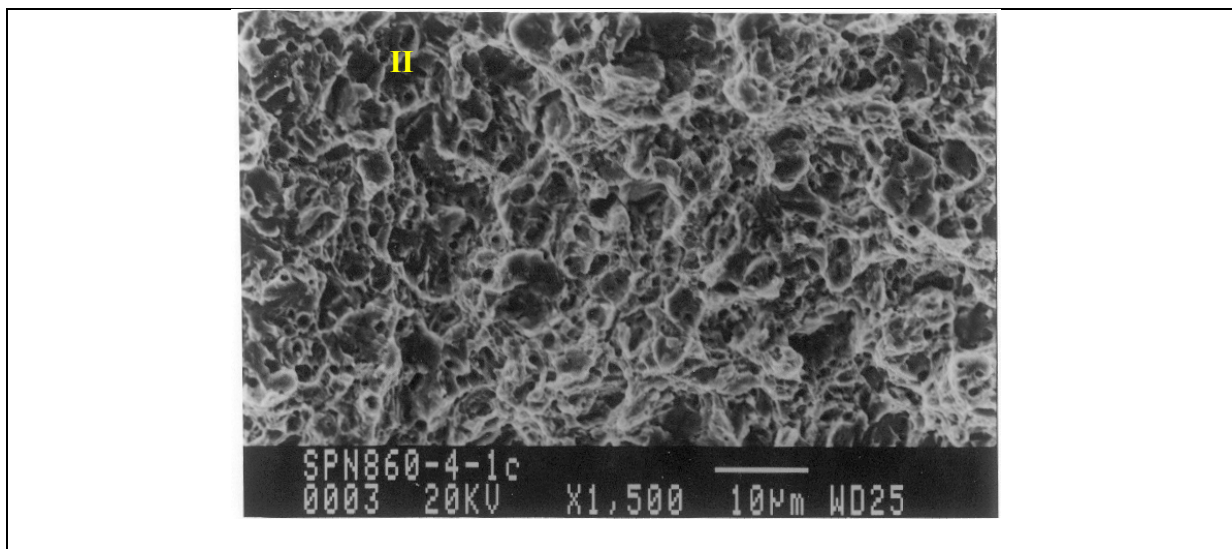


Figura 4.20– Micromecanismos de fratura alveolar no estágio II da Figura 4.19^a

A Figura 4.21 apresenta a superfície de fratura do arame no ensaio conduzido com a tensão de 920 N/mm^2 , trinca nucleada numa inclusão e falha em 45.141.000 ciclos. A Figura 4.21b

mostra detalhes da superfície de fratura na área circunscrita ao “olho de peixe”, porém uma ação externa causou provável “esmagamento” da superfície, impossibilitando identificar o micromecanismo atuante. E a Figura 4.22 o micromecanismo de fratura quase-clivagem fora da área radial do “olho de peixe”.

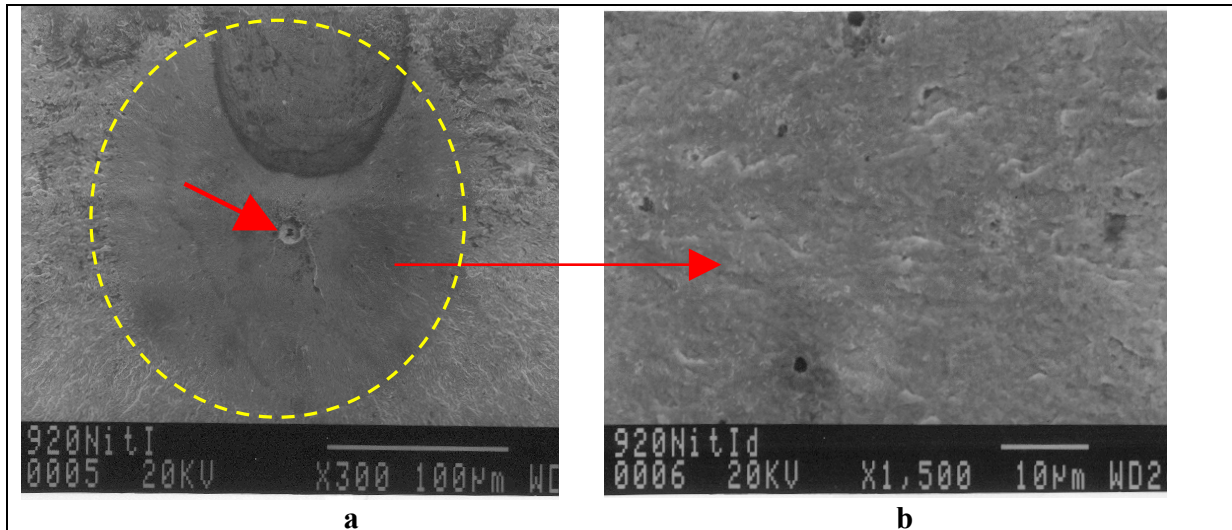


Figura 4.21 – a) Superfície da área do “olho de peixe” para ensaio 920N/mm^2 , 45.141.000 ciclos; b) Micromecanismos de fratura na área “olho de peixe”

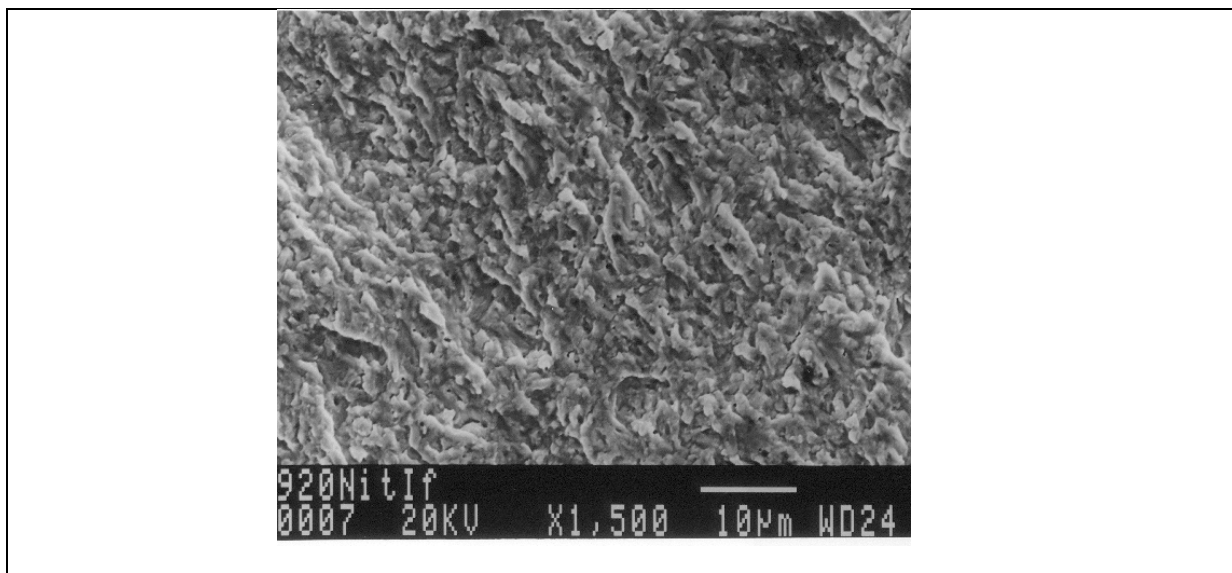


Figura 4.22 – Micromecanismos de fratura quase-clivagem fora do “olho de peixe”

A tentativa de revelar a composição química por EDS da microinclusão indicada na Figura 4.21a mostrou que a mesma saiu do local durante a operação de limpeza da superfície do arame por ultra-som, inviabilizando a análise dessa composição.

A Figura 4.23 mostra as superfícies de fratura para o ensaio conduzido com a tensão de 860 N/mm^2 , trinca nucleada na superfície e falha em 50.367.000 ciclos. A Figura 4.24 mostra o micromecanismo de fratura alveolar na área do estágio II da Figura 4.23a.

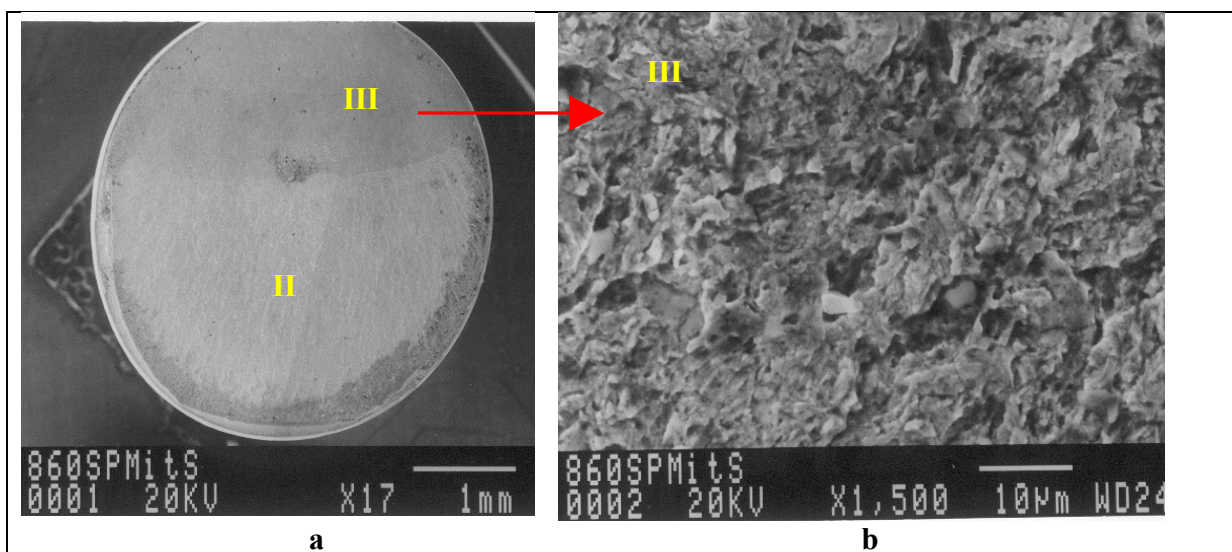


Figura 4.23 – a) Superfície da face de fratura do arame no ensaio a 860 N/mm^2 e falha em 50.367.000 ciclos; b) Micromecanismo de fratura quase-clivagem - estágio III da fadiga

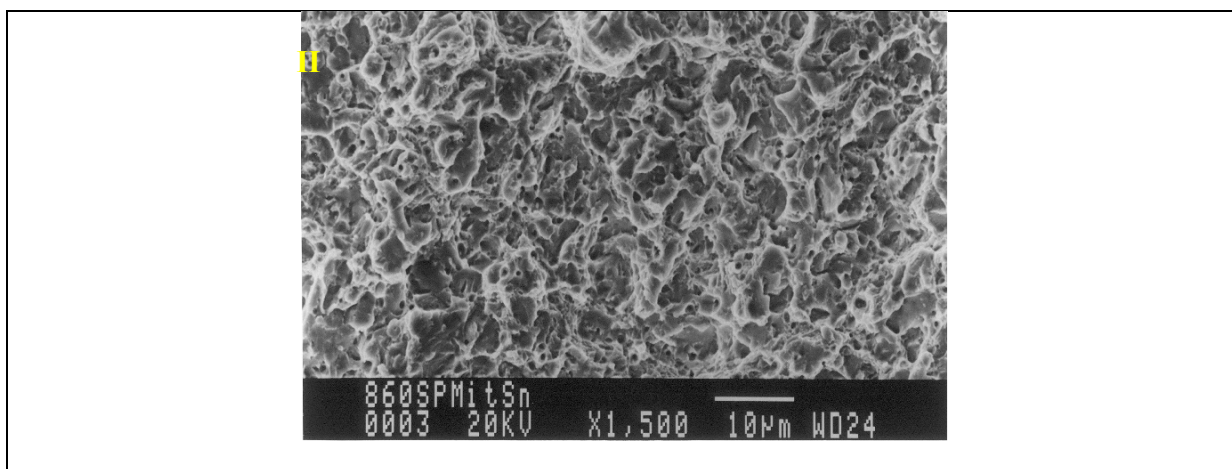


Figura 4.24 – Micromecanismo de fratura da área do estágio II da fadiga (Fig.4.23a)

A Figura 4.25 mostra a superfície de fratura do arame conduzido com a tensão de 900 N/mm², trinca nucleada na superfície e falha em 33.717.000 ciclos; e a Figura 4.26 mostra o micromecanismo de fratura alveolar presente na área do estágio II da fratura.

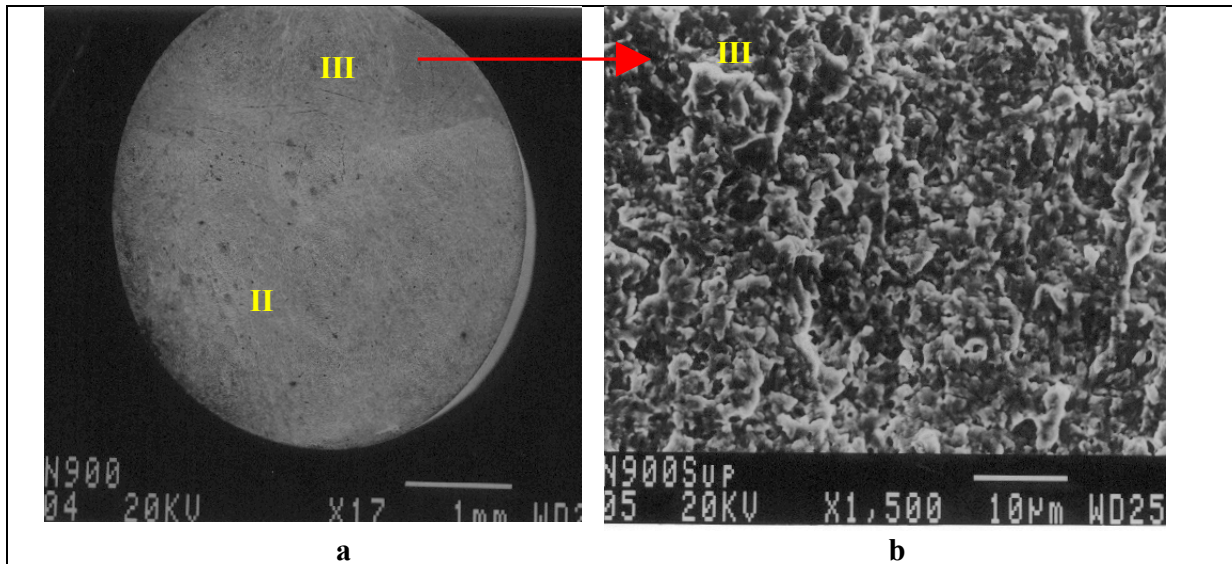


Figura 4.25 – a) Superfície da face de fratura para ensaio a 900 N/mm² e falha em 33.717.000 ciclos; b) Micromecanismo de fratura quase-clivagem na área do estágio III da fadiga.

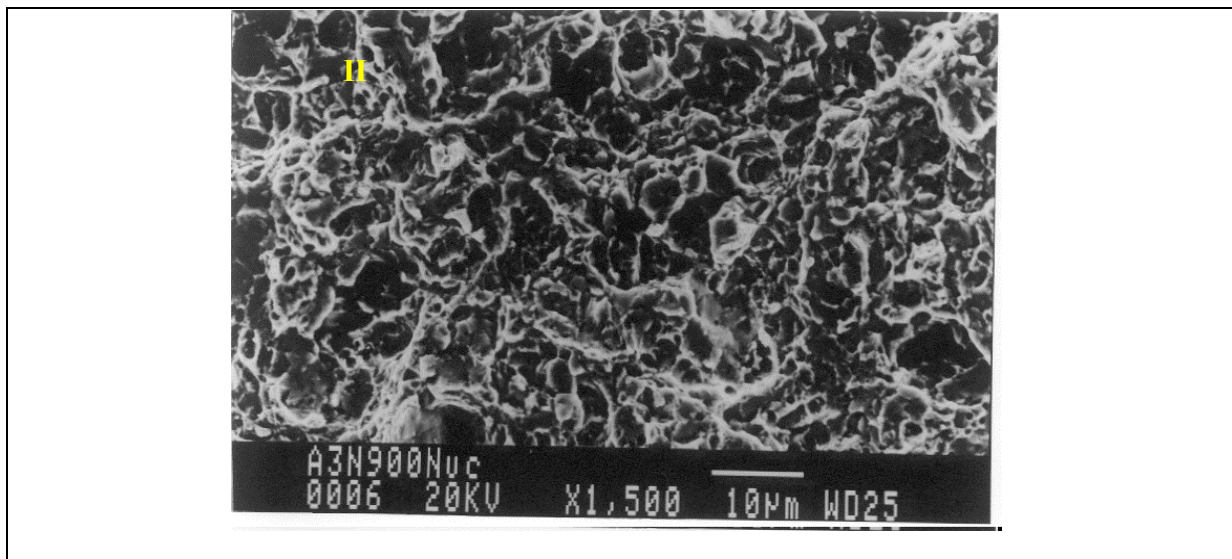


Figura 4.26– Micromecanismo de fratura alveolar para do estágio II da fadiga da Figura 4.24a.

4.1.4 - Processo de nitretação Nit 3 – 25 horas + “Shot-Peening”

A Tabela 4.12 apresenta os resultados de fadiga na máquina Nakamura. para o arame com nitretação no processo Nit 3 – 25 horas + “shot-peening”. Os arames utilizados no processo de nitretação Nit 3 + “shot-peening” são da “corrida 3”.

O processo “shot-peening” aplicado na superfície nitretada com o processo Nit 3 – 25 horas – não resultou, no ensaio de fadiga por flexão-rotativa, em uma elevação significativa do limite da resistência à fadiga em relação aos arames nitretados e arames com “shot-peening”, conforme ilustrado na representação gráfica tipo curva de Wholer na Figura 4.27 para os resultados dos ensaios mostrados na Tabela 4.12.

Tabela 4.12 – Resultados dos ensaios de fadiga - Nit 3 - 25 horas + “shot-peening”

Tensão N/mm ²	Número. de Ciclos	MEV	Tipo de Fratura	
			Superfície	Inclusão
880	58.455.000	X	X	
880	26.547.000	X		X
880	69.960.000	X		X
880	97.806.000		Ensaio paralisado	
900	34.629.000			X
900	36.957.000	X	X	
900	51.558.000	X	X	
900	35.886.000	X		X
920	10.113.000	X		X
920	10.215.000			X
920	20.463.000			X

A Figura 4.28 mostra a superfície de fratura do arame conduzido no ensaio com a tensão de 900 N/mm², trinca nucleada na superfície e falha em 35.886.000 ciclos. Observa-se na Figura 4.28a as áreas correspondentes aos estágios II e III da fadiga; e a linha tracejada da Figura 4.28b os limites da propagação radial da trinca – “olho de peixe” - a partir da inclusão. A Figura 4.28c mostra detalhes da microinclusão com tamanho de inclusão, aproximadamente, de 0,010mm. A composição química dessa inclusão obtida por EDS está representada na Tabela 4.13.

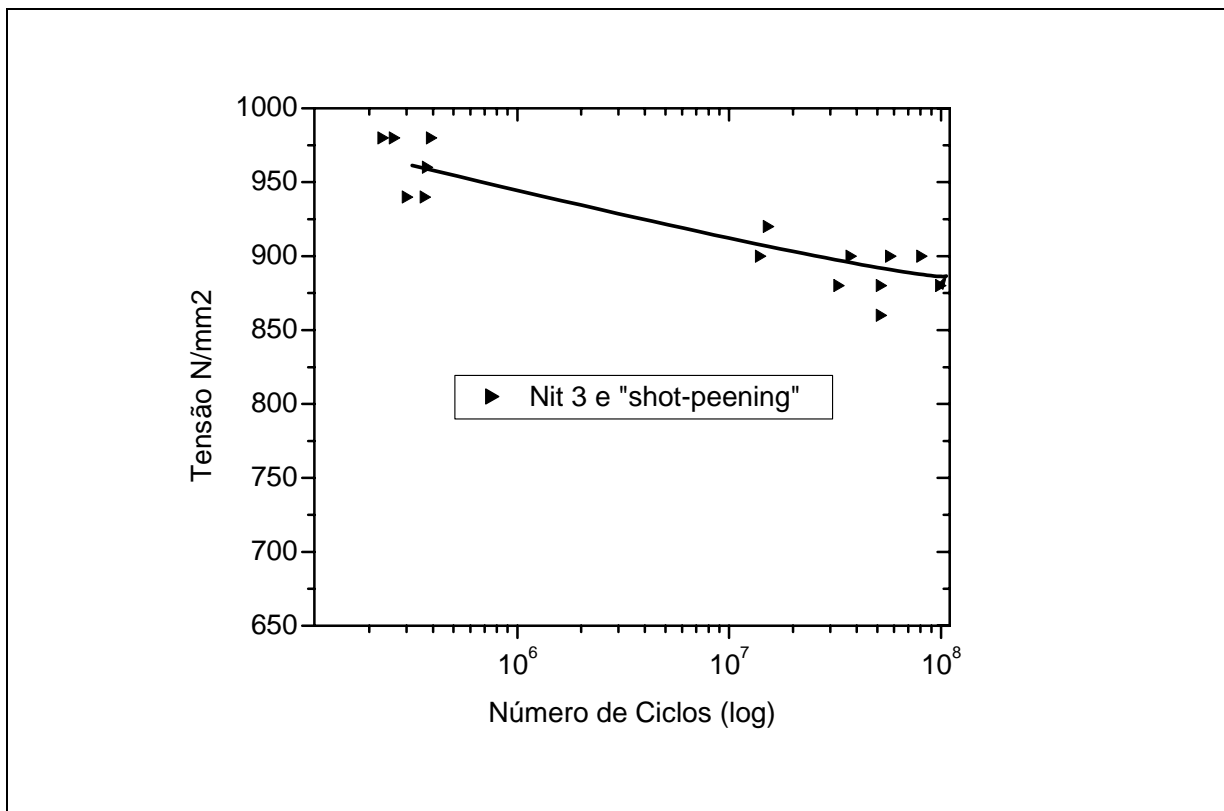


Figura 4.27 - Representação gráfica da curva de Wohler para Nit 3-25horas + "shot-peening"

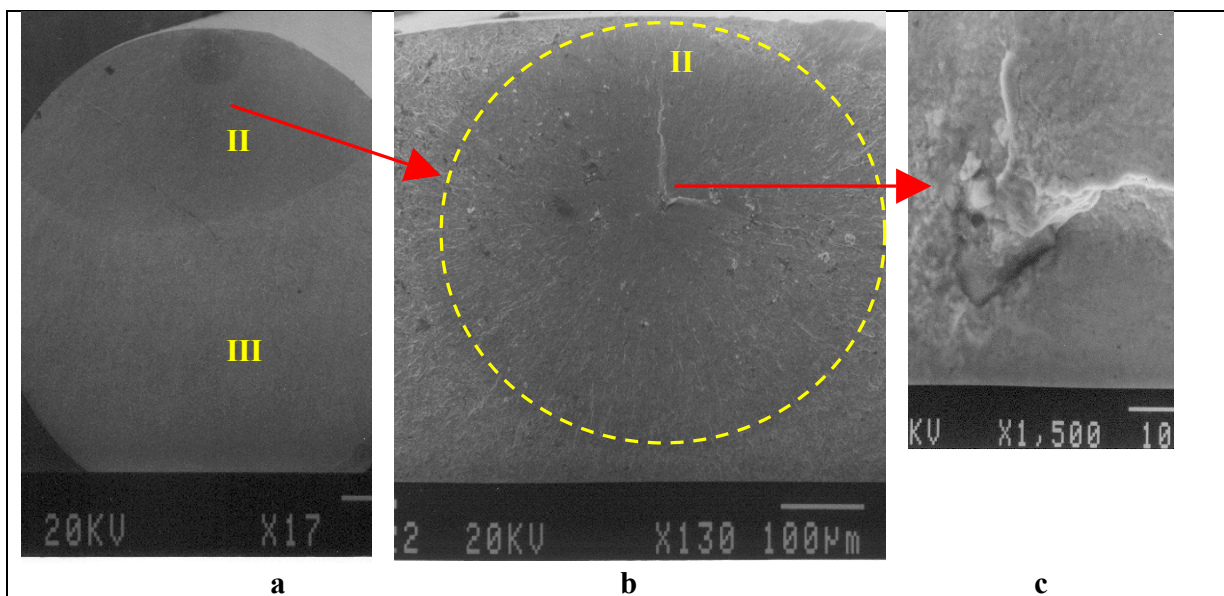


Figura 4.28 – a) Superfície da face de fratura do arame no ensaio a 900 N/mm² e falha em 35.886.000 ciclos; b e c) Detalhe do "olho de peixe" e inclusão.

Tabela 4.13 – Composição química da inclusão da Figura 4.28c

Elemento	Composição Química	
	Átomos	% em Peso
Alumínio	1,16	0,64
Silício	12,67	7,16
Enxofre	0,96	0,64
Cálcio	7,05	5,73
Cromo	0,82	0,87
Ferro	73,25	82,92
Magnésio	4,17	2,05

A Figura 4.29 mostra a superfície de fratura do arame conduzido no ensaio com a tensão de 900 N/mm^2 , trinca nucleada numa inclusão e falha em 69.960.000 ciclos.

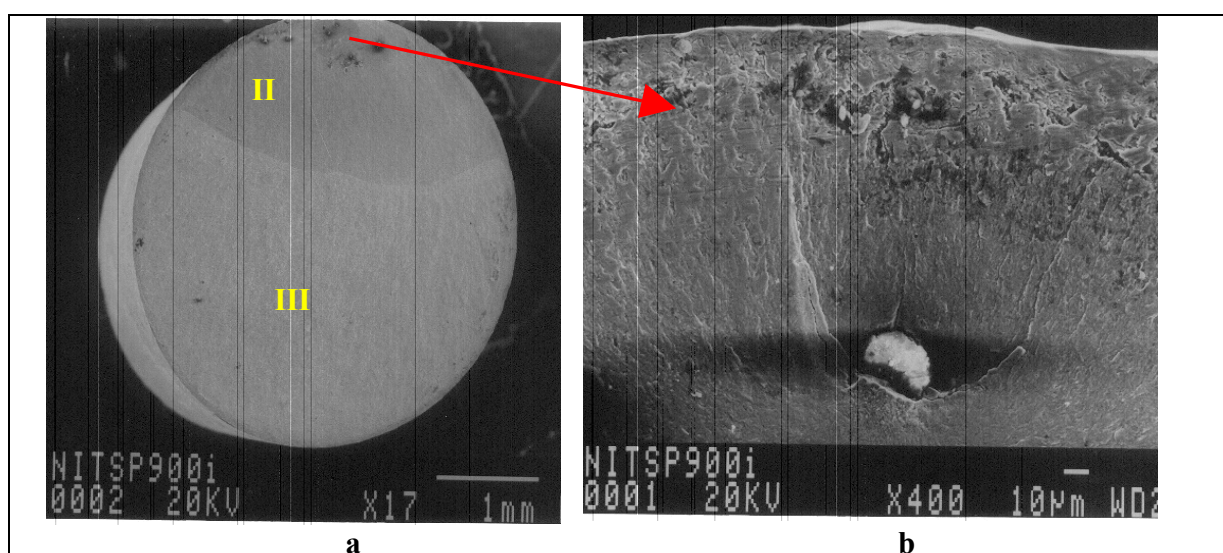


Figura 4.29 – a) Superfície da face de fratura do arame no ensaio a 900 N/mm^2 , falha em 69.960.000 ciclos. b) Detalhe da inclusão no “olho de peixe”

Tabela 4.14 – Composição química da inclusão Figura 4.29b obtida por EDS

Tipo de Inclusão	Átomos %	% em Peso
Alumínio	2,27	2,00
Silício	88,07	80,60
Manganês	0,97	1,73
Cálcio	0,28	0,37
Ferro	8,41	15,30

A Figura 4.30 apresenta a superfície de fratura do arame conduzido no ensaio a 900 N/mm^2 , trinca nucleada na superfície e falha em 36.957.000 ciclos. Novamente, observa-se na face de fratura, a zona correspondente aos estágios II e III da fadiga. A Figura 4.30a mostra detalhe da superfície de fratura com espaços vazios provavelmente ocupados por inclusão que poderiam ter “saltados” durante o processo de limpeza em solução aquosa com a utilização de ultra-som.

As Figuras 4.31c e 4.31d mostram os micromecanismos de fratura alveolar e quase-clivagem presentes na zona correspondente à propagação lenta da trinca, estágio II da fadiga, e micromecanismos “quase-clivagem”, correspondente a área do estágio III da fadiga, respectivamente.

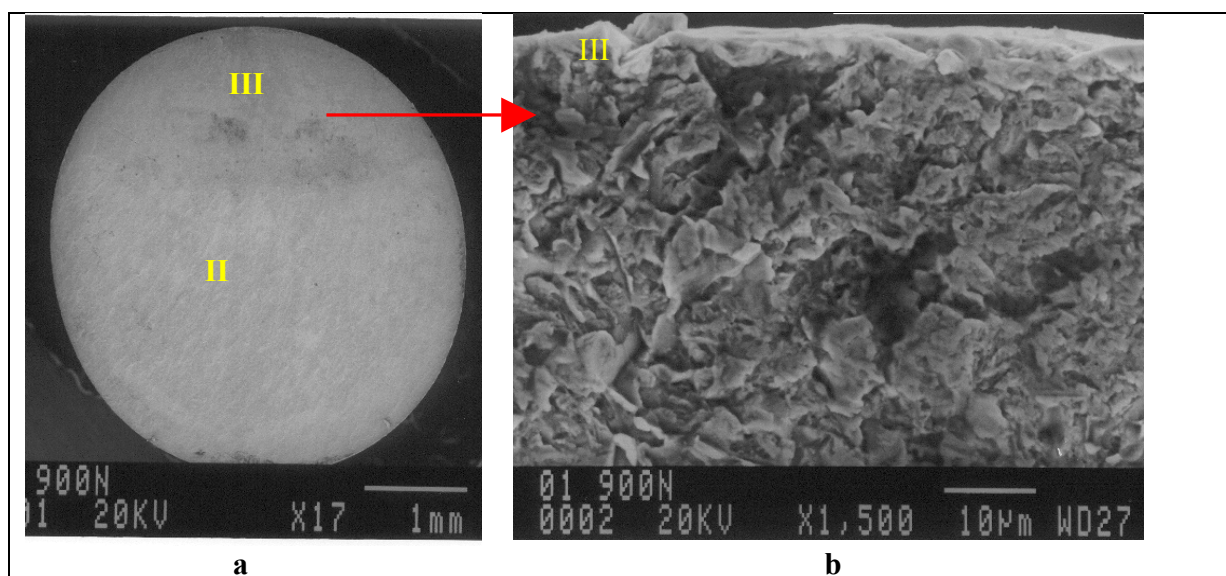


Figura 4.30 – a) Superfície da face de fratura do arame no ensaio com 900 N/mm^2 e falha em 36.957.000 ciclos; b) Detalhe da face de fratura na superfície da área correspondente ao estágio III da fadiga

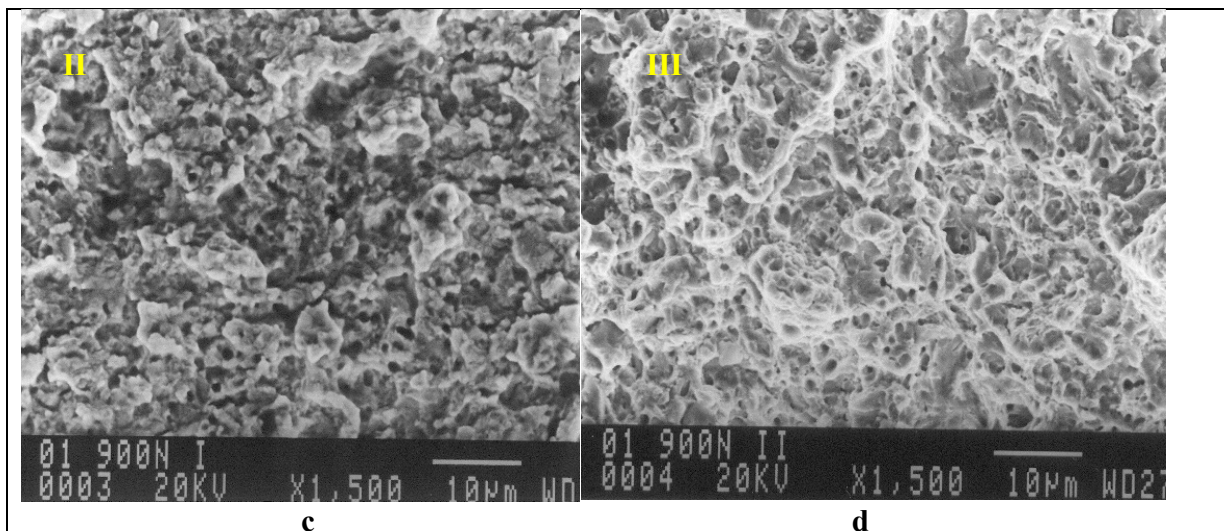


Figura 4.31 – Micromecanismos de fratura nas áreas correspondentes ao estágio II e III da fadiga indicada na Figura 4.31

A Figura 4.32 mostra uma sequência de fotomicrografias obtidas com o MEV da superfície de fratura do arame no ensaio conduzido com a tensão de 880 N/mm^2 , trinca nucleada numa inclusão e falha em 26.547.000 ciclos. A Figura 4.33 mostra o micromecanismo de fratura alveolar da área correspondente ao estágio II de fadiga. A composição química da inclusão é obtida por EDS e está representada na Tabela 4.15.

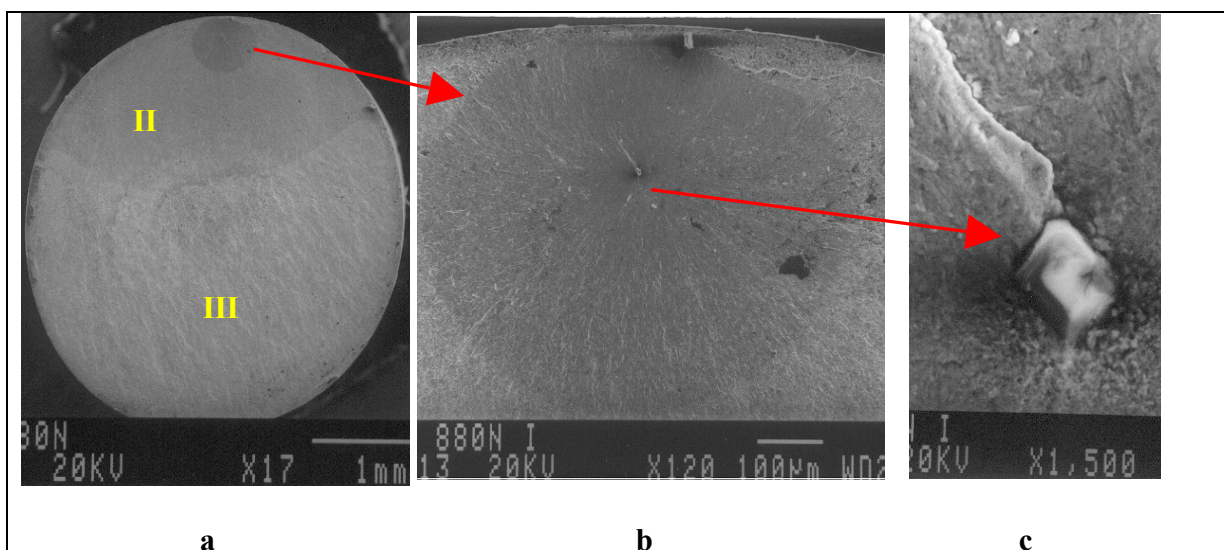


Figura 4.32 – a) Superfície da face de fratura do arame no ensaio a 880 N/mm^2 e falha em 26.547.000 ciclos; b) Detalhe do “olho de peixe”; c) Detalhe da inclusão do “olho de peixe”

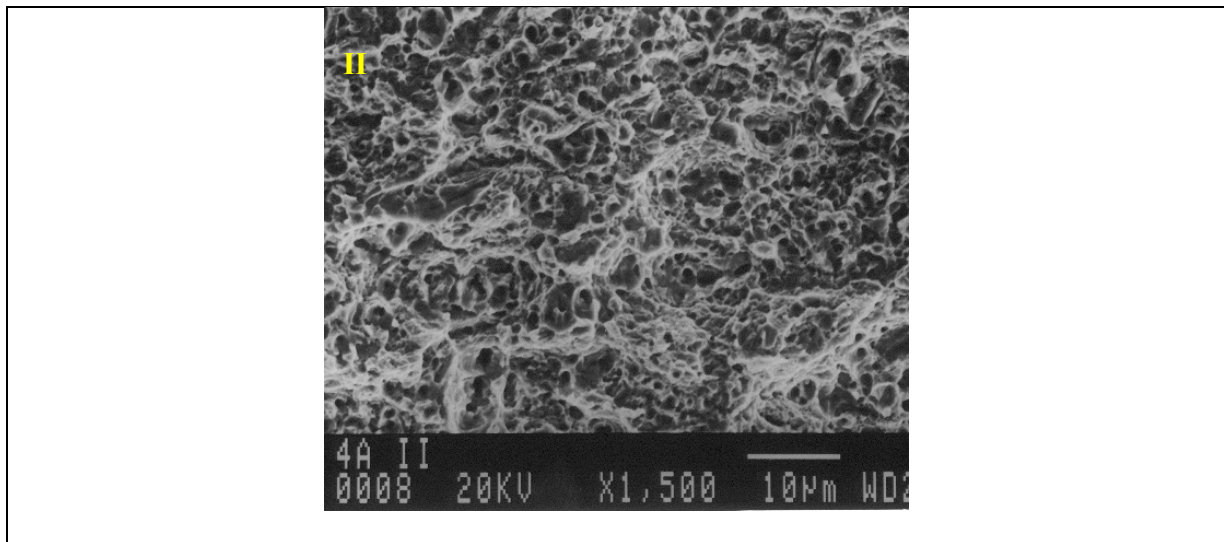


Figura 4.33 – Micromecanismo de fratura alveolar da área correspondente do estágio II de fadiga na Figura 4.33a.

Tabela 4.15 – Composição química da inclusão Figura 4.33c

Tipo de Inclusão	Átomos %	% em Peso
Alumínio	1,64	1,30
Silício	40,19	33,13
Magnésio	9,82	7,01
Cálcio	41,09	48,32
Manganês	5,10	8,21
Enxofre	2,16	2,03

A Figura 4.34 mostra a superfície da face de fratura do arame conduzido no ensaio com a tensão de 880 N/mm^2 , trinca nucleada na superfície e falha em 58.455.000 ciclos. A inspeção da face de fratura desse arame por MEV mostrou uma mancha escura (seta) na superfície que, geralmente, é indicativo de “impureza” que não foi eliminada durante a limpeza por ultra-som. O resultado do exame da composição química dessa “impureza” obtida por EDS está representado na Tabela 4.16 e, em função de não apresentar o elemento ferro confirma tratar-se de impureza.

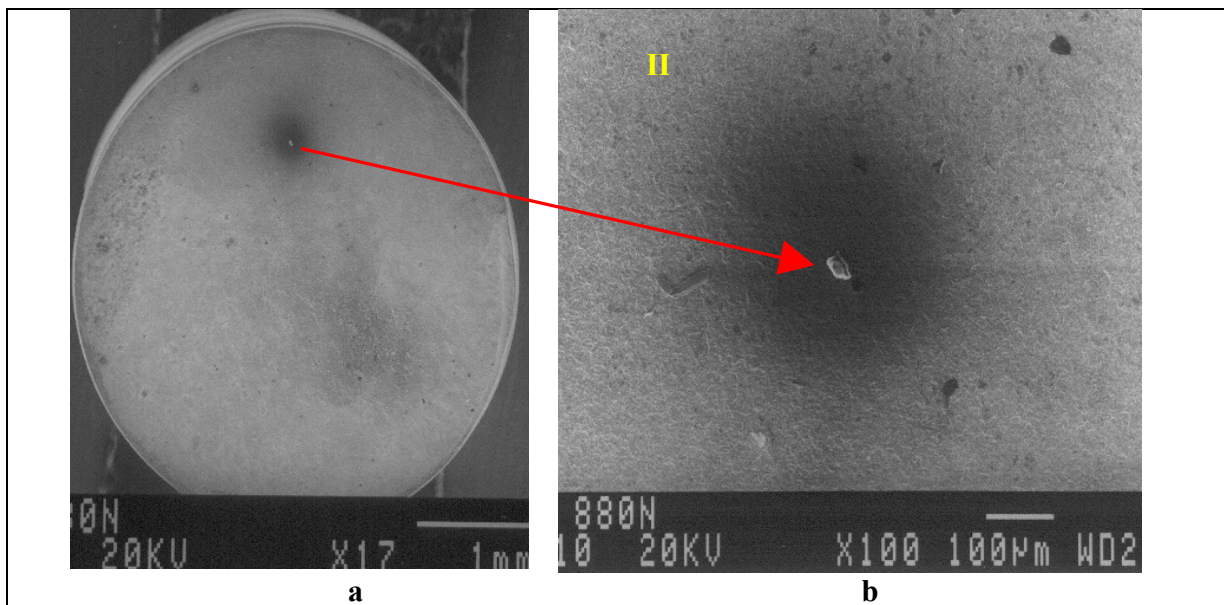


Figura 4.34 – a) Vista geral da fratura, ensaio 880N/mm², falha com 58.455.000; b) Detalhe do “corpo estranho” na área II do estágio da fadiga

A Figura 4.35 mostra detalhe da superfície da face de fratura correspondente ao estágio II da fadiga da Figura 4.34a. A Figura 4.35 mostra detalhe dessa superfície evidenciada pela microscopia eletrônica de varredura que poderia representar a área correspondente a camada endurecida pela nitretação mais “shot-peening”.

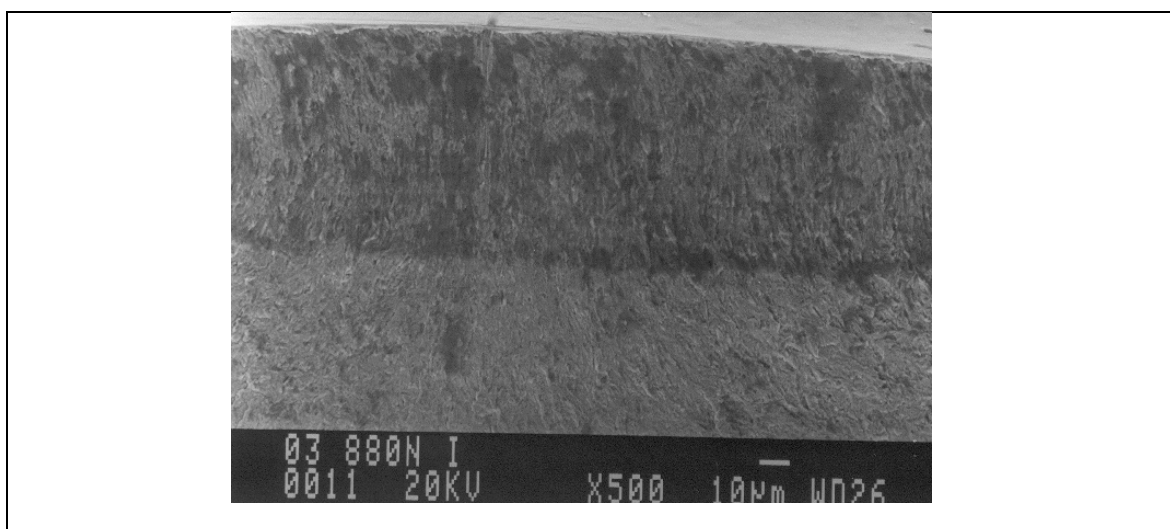


Figura 4.35 – Detalhe da área II do estágio de fadiga da Figura 4.34a

Tabela 4.16 – Composição química da impureza indicada na Figura 4.34b

Tipo de Inclusão	Átomos %	% em Peso
Alumínio	24,75	20,31
Silício	33,11	28,29
Cálcio	42,15	51,39

4.1.5 - Representação gráfica geral da curva de Wholer

A Figura 4.36 mostra a representação gráfica da curva de Wholer de todos resultados obtidos de resistência à fadiga com os processos de modificação de superfícies utilizados neste estudo para o arame de aço CrSiV.

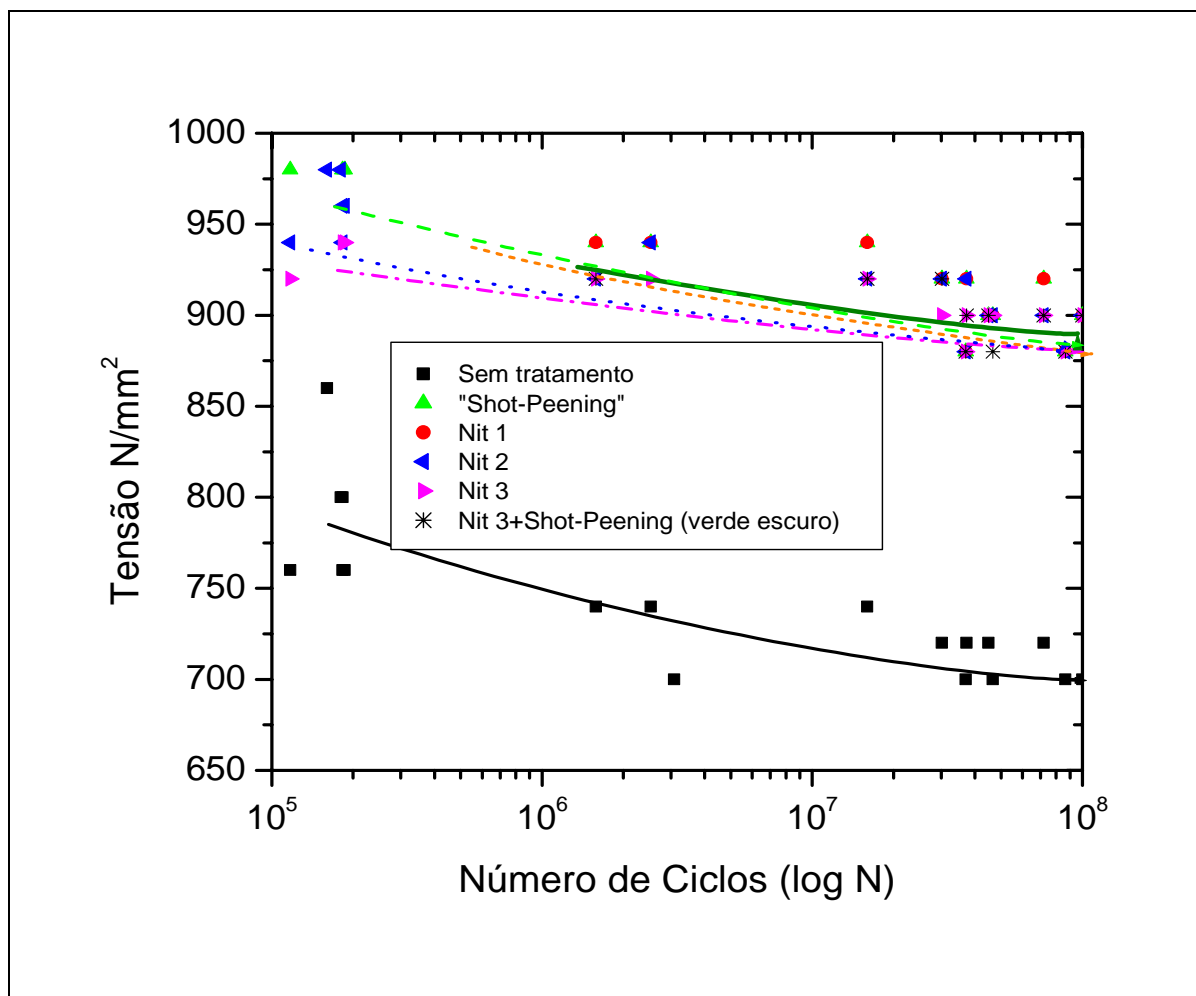


Figura 4.36 – Representação gráfica geral da curva de Wholer

4.2 – Resultados de ensaios tração

A Tabela 4.17 mostra os resultados obtidos para os ensaios de tração no arame antes e depois da nitretação. Esses resultados para o arame nitretado mostraram redução da resistência à tração (RT), limite de escoamento (LE) e mínima redução de área.

Tabela 4.17 – Resultados de ensaios de tração [AÇOS VILLARES]

Condição	Resistência à Tração RT – MPa	Limite de Escoamento LE - MPa	Redução de Área RA (%)
Temperado / Revenido	2061	1926	45
Nit 1	1950	~1872	< 5
Nit 3	1965	~1886	< 5

A redução dos parâmetros de propriedades mecânicas nos ensaios de tração com o arame nitretado, neste estudo, também foi observado nos estudos desenvolvidos em aços ferramentas por VATAVUK et al.,1997, concluindo que, via de regra, a nitretação reduz essas propriedades.

4.3 – Resultados de inspeções no arame de aço CrSiV

4.3.1 - Rugosidade e inclusões

As Figuras 4.37 (a) e (b) mostram fotomicrografias obtidas na análise de microinclusão por microscopia óptica dos arames das corridas 1 e 2 do aço CrSiV. Essas inclusões são do tipo fina e classificada como de óxido de alumínio, conforme norma ASTM E-45. A inspeção por microscopia óptica da corrida 3 não mostrou presença de microinclusão.

A Tabela 4.18 apresenta os resultados da inspeção de microinclusão conforme estabelecido pela norma sueca SS 111116. A presença das microinclusões, em termos de tipo e tamanho, no arame de aço CrSiV utilizado neste estudo, conforme especificado pela norma SS 111116 e mostrado nessa tabela atende a todas essas exigências.

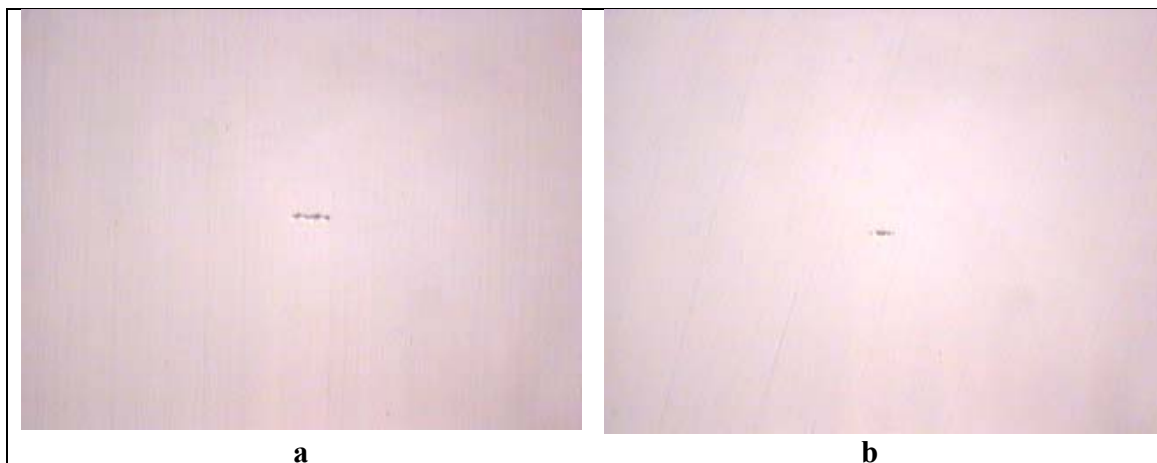


Figura 4.37 – Fotomicrografia da microinclusão: a) arame da corrida 1; b) arame da corrida 2. Aumento 250x

Tabela 4.18 – Tamanho das microinclusões do aço CrSiV deste estudo

	Tamanho máximo de inclusões na superfície, μm		
	> 5 - 10	> 10 – 15	> 15
Máximo de inclusões	50	7	0
Corrida 1	2	0	0
Corrida 2	4	0	0
Corrida 3	6	1	0

As rugosidades resultantes das inspeções em três (3) amostras de arames antes e após os processos de nitretação utilizados, inclusive o arame com nitretação e “shot-peening”, estão mostradas na Tabela 4.19.

A Tabela 4.19 mostra que a superfície nitretada do aço CrSiV sofre um incremento de rugosidade na ordem de 50%. Este estudo não examinou a influência da alteração de rugosidade do arame de aço CrSiV depois da nitretação, mas os resultados obtidos, em termos de elevação da resistência à fadiga determinada no ensaio por flexão-rotativa na máquina Nakamura, mostraram que essa variação na rugosidade teve pouca, ou nenhuma, influência nesses resultados.

Tabela 4.19 – Rugosidade do arame de aço antes e após a nitretação no processo Nit 3

Sem “Shot-Peening” e Sem Nitretação			
Rugosidade, μm	Arame 1	Arame 2	Arame 3
Ra	0,67	0,71	0,71
Rz	4,68	4,53	4,54
Rt	5,88	5,79	5,78
Com “Shot-Peening” e Sem Nitretação			
Ra	1,30	1,33	1,32
Rz	5,21	5,24	5,13
Rt	6,26	6,29	6,41
Com Nitretação			
Ra	1,14	0,98	0,94
Rz	6,52	6,29	5,55
Rt	8,29	8,18	8,17
Com Nitretação + “Shot-Peening”			
Ra	1,28	1,46	1,23
Rz	7,34	7,01	6,38
Rt	10,79	9,20	8,79

4.3.2 – Microestrutura

As Figuras 4.38, 4.39 e 4.40 mostram as fotomicrografias de microestruturas do arame de aço CrSiV constituídas de martensita fina revenida depois da nitretação pelos processos Nit 1, Nit 2 e Nit 3..

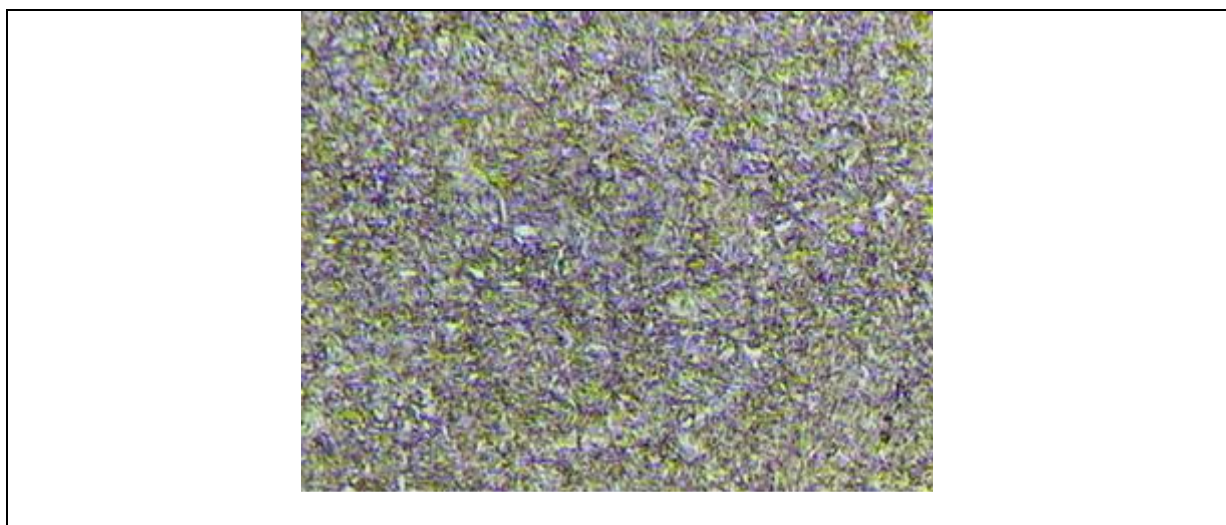


Figura 4.38 – Microestrutura núcleo do arame com Nit 1 - 8 horas. Aumento 200x.

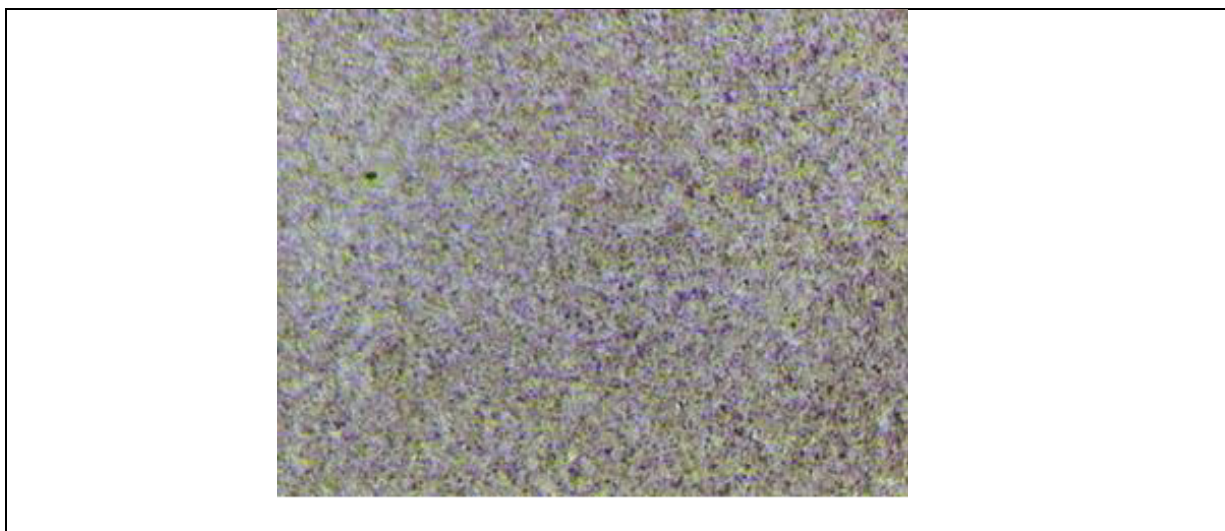


Figura 4.39 – Microestrutura núcleo do arame com Nit 2 - 15horas. Aumento 200x

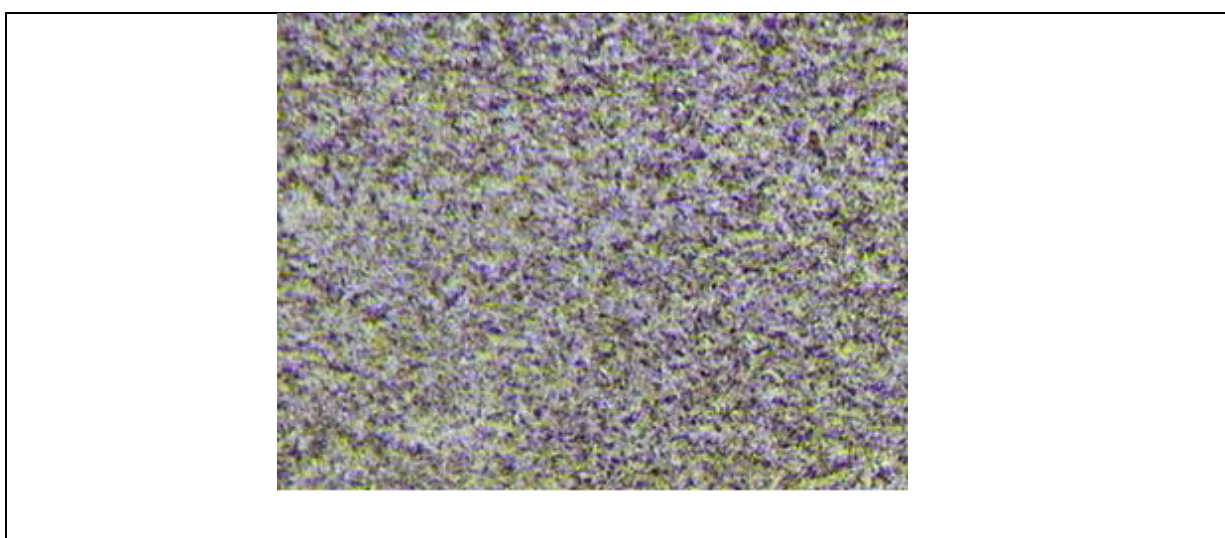


Figura 4.40 – Microestrutura núcleo do arame com Nit - 25horas. Aumento 200x

O exame por microscopia óptica das microestruturas mostradas nas figuras acima não indicou significativa variação de microestrutura do metal de base após a aplicação dos processos de nitretação Nit 1, Nit 2 e Nit 3.

4.4 – Resultados de dureza

O arame de aço CrSiV mostrou-se sensível, em termos de dureza de núcleo, para os processos de nitretação utilizados neste estudo, conforme indicado na Tabela 4.20. O exame desses resultados indica queda de dureza de núcleo em todos os processos de nitretação, porém uma queda insignificante foi observada para o arame nitretado no processo Nit 3. E, conforme descrito no capítulo 3, o arame CrSiV sem nitretação, temperado e revenido, tem dureza de núcleo de 620 HV, equivalente a 54 HRC.

Tabela 4.20 – Dureza de núcleo e superfície do arame CrSiV após a nitretação

Processos	Dureza Vickers	
	Superfície – 200g	Núcleo – 10kg
Nit 1	950	540
Nit 2	1008	580
Nit 3	920	600
“Shot-peening”	680 - 700	610
Nit 3 + “shot-peening”	800	600

Todos os processos de nitretação foram conduzidos à temperatura inferior à de revenimento (440°C), com a ressalva de que o processo de nitretação Nit 1 tem a temperatura de nitretação próxima ao de revenimento. O longo tempo de duração de processo, em função do fenômeno de difusão do carbono da martensita, contribuiu para a redução da dureza, conforme mostrado na Figura 2.3, capítulo 2.

O processo “shot-peening” produziu um pequeno incremento na dureza como consequência da deformação de uma superfície constituída de martensita revenida para a dureza de 610 HV. E o processo combinado de nitretação Nit 3 + “shot-peening” apresentou uma dureza superficial menor, em relação à superfície somente nitretada.

Os processos de nitretação utilizados para o arame de aço CrSiV resultaram em camadas nitretadas dentro da faixa proposta de variação de profundidade para este estudo, ou seja, de 0,050 a 0,100mm. O perfil de microdureza Vickers foi elaborado em quatro (4) posições da

seção transversal, distantes de 90°, nos arames nitretados para cada processo de nitretação (Nit 1, Nit 2 e Nit 3).

4.5 – Resultados dos processos de nitretação

4.5.1 - Nit 1 - 8 horas

O arame de aço CrSiV, por se tratar de um aço com baixa presença de elementos de liga, não revela a camada de difusão pela ação do reagente químico Nital (ácido nítrico – 3% - diluído em álcool etílico) no exame metalográfico. No entanto, a camada branca da nitretação foi evidenciada pois não reage com a solução química Nital e, neste caso, com espessura de 1 a 2 milésimos de milímetros.

A Figura 4.41 mostra a fotomicrografia da superfície nitretada com a camada branca indicada pela seta. A profundidade da camada nitretada, ou camada de difusão, foi caracterizada por inspeção de microdureza Vickers, carga 500g, na seção transversal do arame e, conforme norma DIN 50190, mostrou profundidade de 0,080 mm, sendo os resultados obtidos representados pela Tabela 4.21 e Figura 4.42.

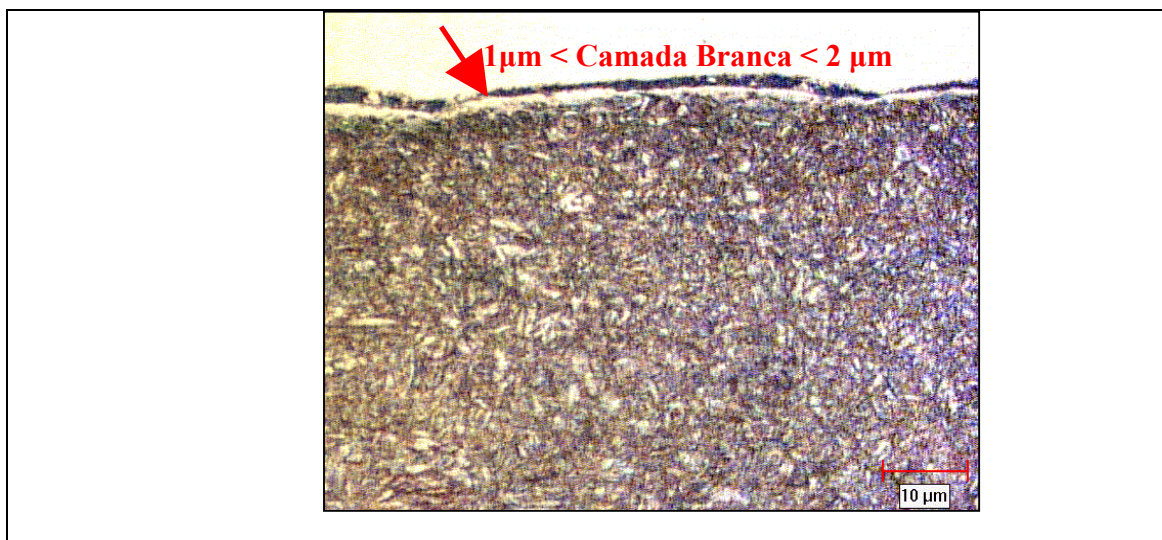


Figura 4.41 – Microestrutura da camada nitretada. Aumento 1000x

Tabela 4.21 – Microdureza Vickers na camada nitretada Nit 1 – 8 horas

Profundidade (μm)	Microdureza Vickers, carga 500g (HV0,5)			
	Perfil 1	Perfil 2	Perfil 3	Perfil 4
20	819	787	797	808
40	737	737	737	746
60	643	659	643	659
80 *	606	613	621	628
100	599	599	606	599
200	560	570	570	560

(*) profundidade de camada nitretada conforme norma DIN 50190

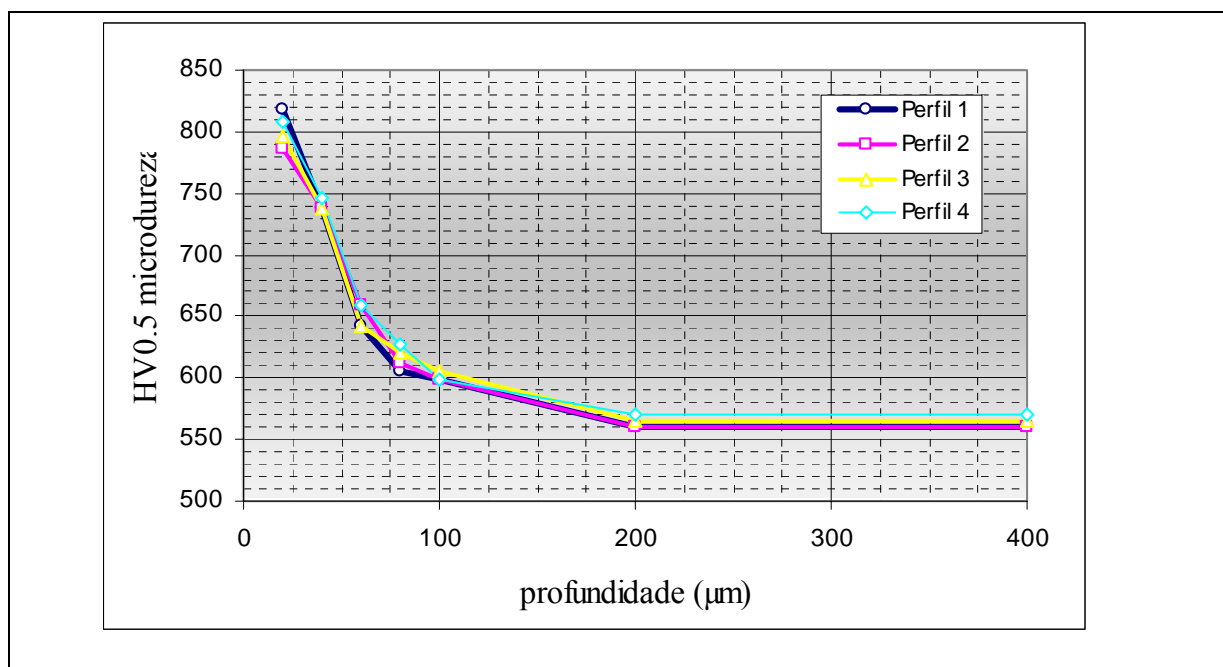


Figura 4.42– Perfil de microdureza na camada nitretada, processo Nit 1 – 8 horas

A utilização do processo Nit 1 - 8 horas, conduzido numa temperatura ligeiramente inferior à temperatura de revenimento, resultou numa queda de dureza de núcleo, sendo essa perda em dureza atribuída à temperatura muito próxima do revenimento e, também, à longa duração do processo.

4.5.2 - Nit 2 - 15 horas

A Figura 4.43 mostra a fotomicrografia da superfície nitretada com a camada branca indicada pela seta e de espessura de 1,0 a 1,5 milésimos de milímetros. A temperatura do processo de nitretação Nit 2 foi inferior à temperatura do processo de nitretação Nit 1.

Os resultados da medição de microdureza Vickers, carga 500g, obtidos na seção transversal do arame nitretado no processo Nit 2 – 15 horas mostrou uma camada de difusão de profundidade 0,100 mm, sendo estes representados na Tabela 4.22 e Figura 4.44.

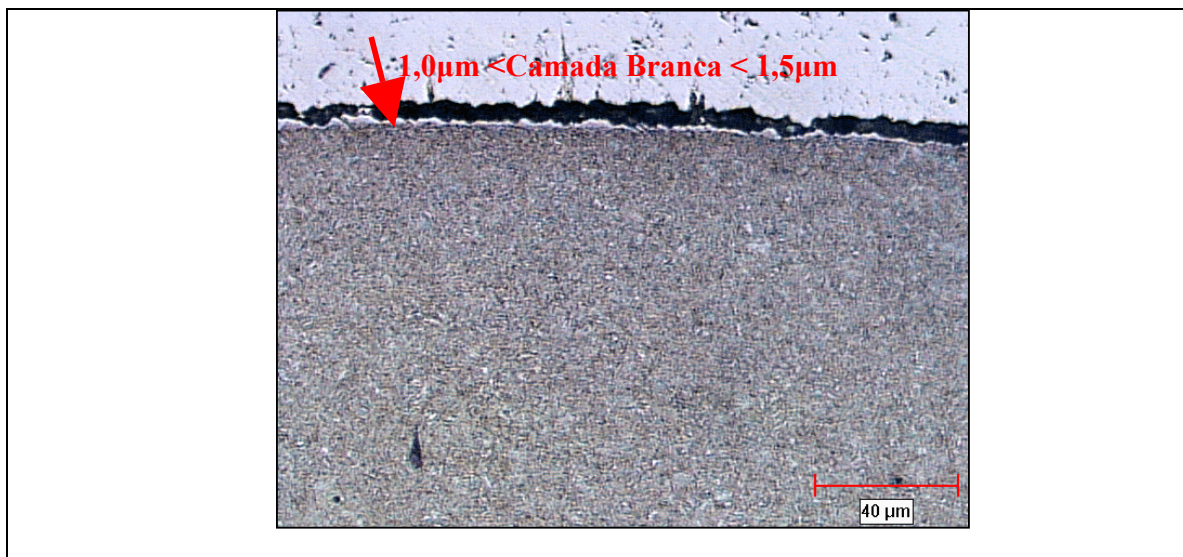


Figura 4.43 – Microestrutura da camada nitretada. Nit 2 – 15 horas. Aumento 400x

Tabela 4.22 – Microdureza Vickers na camada nitretada Nit 2 – 15 horas

Profundidade (µm)	Microdureza Vickers, carga 500g (HV0,5)			
	Perfil 1	Perfil 2	Perfil 3	Perfil 4
20	915	915	889	915
40	853	865	841	841
60	756	776	776	776
80	709	709	718	709
100 *	651	659	667	651
200	601	613	606	613
400	601	601	606	606

(*) profundidade de camada nitretada conforme norma DIN 50190

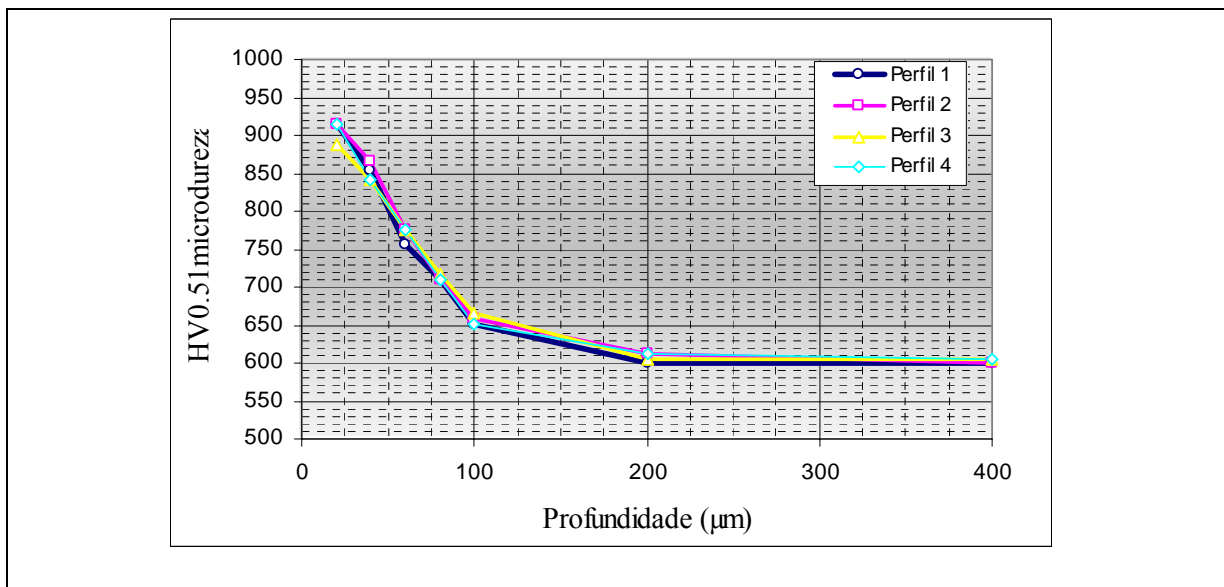


Figura 4.44 – Perfil de microdureza na camada nitretada, processo Nit 2 – 15 horas

4.5.3 - Nit 3 - 25 horas

A Figura 4.45 mostra a superfície nitretada com a camada branca indicada pela seta e de espessura 0,0 a 1,0 milésimos de milímetros. A temperatura do processo de nitretação Nit 3 foi inferior à temperatura dos processos de nitretação Nit 1 e Nit 2. Os resultados da medição de microdureza Vickers, carga 500g, obtidos na seção transversal do arame nitretado no processo Nit 3 – 25 horas mostrou uma camada de difusão de profundidade 0,060 mm, sendo estes representados na Tabela 4.23 e Figura 4.46.

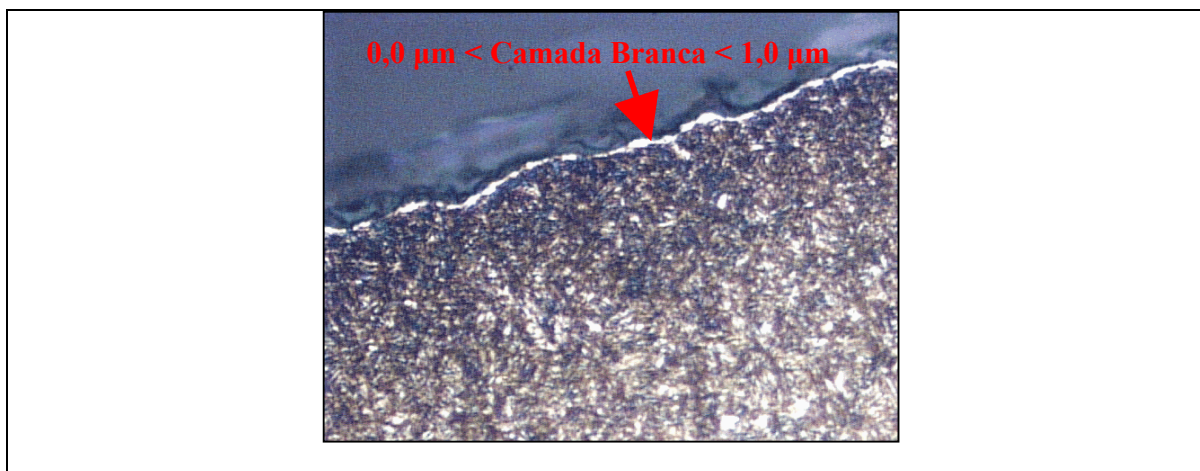


Figura 4.45 – Microestrutura da camada nitretada, Nit 3 – 25 horas. Aumento 1000x

Tabela 4.23 – Microdureza Vickers na camada nitretada Nit 3 – 25 horas.

Profundidade (μm)	Microdureza Vickers, carga 500g (HV0,5)			
	Perfil 1	Perfil 2	Perfil 3	Perfil 4
20	830	797	797	807
40	747	747	729	721
60 *	659	675	667	659
80	651	643	635	643
100	613	613	613	621
200	628	613	621	613

(*) profundidade de camada nitretada conforme norma DIN 50190

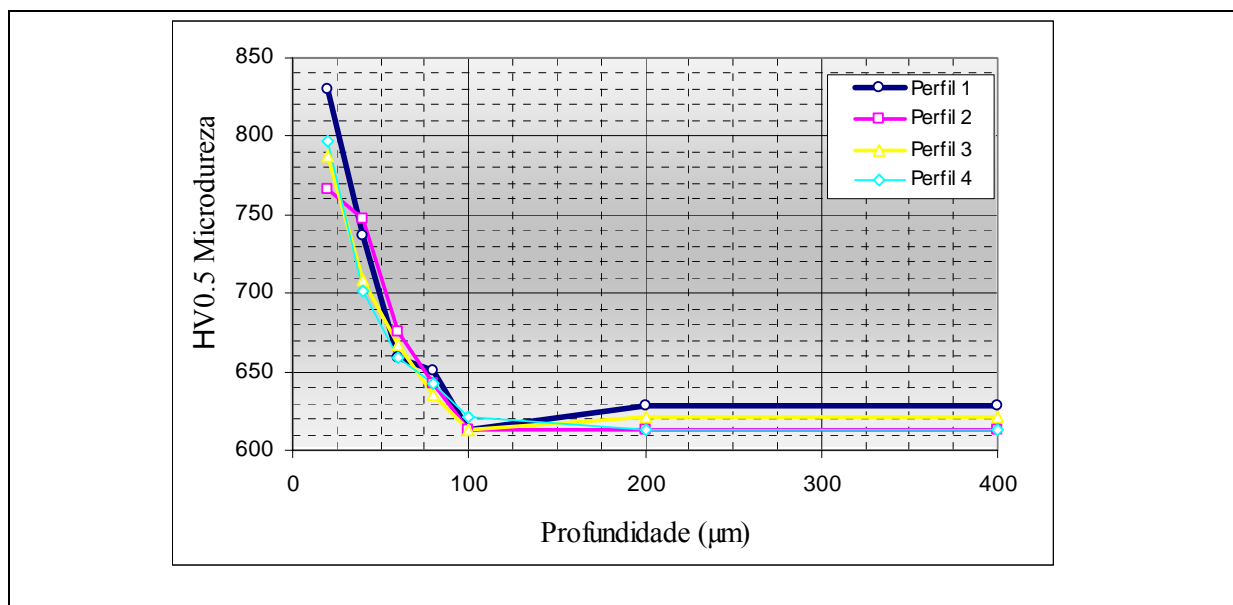


Figura 4.46 – Perfil de microdureza na camada nitretada, processo Nit 3 – 25 horas

O processo de nitretação Nit 3 resultou na menor camada de difusão dentre os processos utilizados neste estudo, porém essa variação de espessura de camada nitretada – entre 0,060 e 0,100 mm – dos processos de nitretação utilizados neste estudo é, geralmente, encontrada nas especificações para molas nitretadas [NITREX, 2000].

4.6 – Resultados da medição de tensão residual

A tensão residual foi medida por raios-X no arame com superfície modificada por “shot-peening” e por nitretação - processos Nit 1, Nit 2, Nit 3 e Nit 3 + “shot-peening”. O gradiente de

tensão residual foi determinado pela técnica de remoção da camada nitretada através de desgaste da superfície por solução ácida, como descrito no capítulo 3.

A tensão residual na superfície do arame na condição de temperado e revenido mostrou o seguinte resultado: **-10,4 KSI (-71,5 MPa)**. Nessa condição, o arame mostrou mínima tensão residual compressiva. Esse resultado de tensão compressiva no estado de temperado e revenido poderia ser explicado pela inexistência de transformação de fase na etapa de revenimento e resfriamento [VATAVUK; 1994].

A Figura 4.47 reúne todos os resultados de tensão residual obtidos para cada condição de superfície modificada de arame neste estudo. Os maiores valores de tensão residual compressiva no arame de aço CrSiV, na profundidade de 0,030mm, foram obtidos para a condição de superfície modificada nos processos Nit 2, Nit 3 e o processo que combina Nit 3 mais “shot-peening”. Para o arame com superfície modificada pelo processo de nitretação Nit 3 – 25h mais “shot-peening” foram realizadas apenas duas medidas da tensão residual, obtendo os seguintes resultados nas condições:

- Superfície: -127 KSI; e
- Na profundidade de 0,030 mm: – 111 KSI.

O perfil de tensão residual na superfície modificada pelo processo Nit 1 – 8horas - mostrou resultado semelhante aos outros processos deste estudo somente nas camadas superficiais, e até a profundidade de 0,012mm. A partir dessa profundidade, a tensão residual se eleva e não se têm evidências do que poderia estar interferindo nessa mudança do perfil de tensão residual. Novos ensaios seriam recomendáveis, nesse caso.

A superfície modificada somente por “shot-peening” mostrou perfil semelhante de tensão residual compressiva aos dos processos de nitretação Nit 2 e Nit 3, mas isto até a profundidade de 0,030mm, neste exame.

Os resultados das medições de tensão residual no diâmetro do arame para todas as condições de superfícies modificadas estão representadas na Tabela 4.24.

Tabela 24 – Resultados das medidas de tensão residual no arame de aço CrSiV

Duração da remoção (segundos)	Distância (mm)	Tensão residual (KSI)				
		Só “Shot-Peening”	Nit 1	Nit 2	Nit 3	Com Nitretação e “Shot – Peening”
0	0	-93,5	-118	-119,9	-109	-127
30	0,012	-89,1	-108	-108,7	-100	-
60	0,018	-93,6	-66	-110,4	-112	-
90	0,020	-107,8	-78	-105,7	-106	-
120	0,030	-110	-65	-108,1	-108	-111

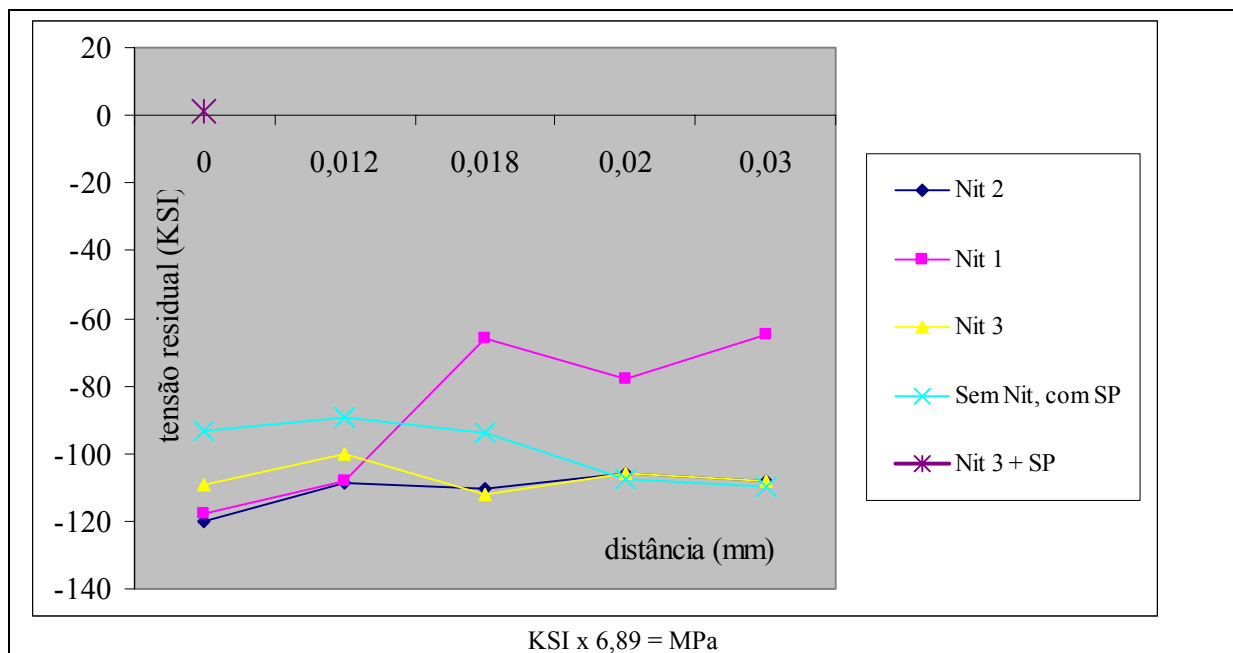


Figura 4.47 – Resultados de tensão residual para cada condição de superfície modificada no arame CrSiV

A Figura 4.48 mostra os resultados de tensão residual obtidos no arame com a superfície modificada pelo processo Nit 1 – 8horas - até a profundidade de 2,000m. E o resultado de tensão

residual de -14 KSI na profundidade de 2,000mm foi, praticamente, a mesma que a obtida para o arame somente na condição de temperado e revenido.

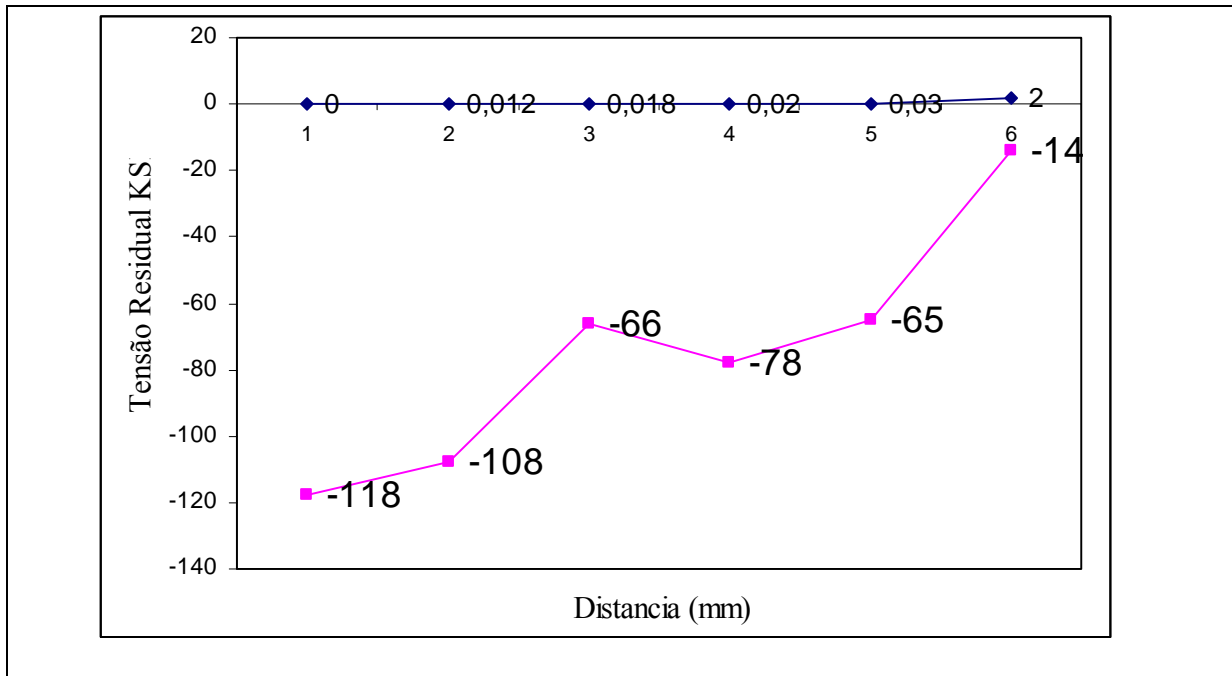


Figura 4.48 – Perfil de tensão residual até 2,000mm de profundidade para a superfície de arame modificada pelo processo Nit 1 – 8 horas

Não foram realizadas as medições de tensão residual para maiores profundidades nos arames nitretados Nit 2, Nit 3 e Nit 3 + “shot-peening”.

4.7 – Considerações Gerais

A mola de válvula está sujeita a elevadas tensões, milhares de ciclos, a condições corrosivas, a uma larga faixa de temperatura e, ainda assim, é um componente confiável. Há quinze (15) anos, pelo menos, a proporção de falha era de uma mola de válvula por um milhão e, atualmente, apesar das elevadas condições de operação, a confiabilidade é estimada de uma falha em cinco milhões [HAYES, 1999].

A Tabela 4.25 mostra os tipos de mecanismos de falhas comumente encontradas nas análises efetuadas em molas e respectiva participação, em porcentagem. A análise e classificação dos mecanismos de falha em molas apresentadas nessa tabela mostra que o mecanismo de falha por fadiga assume maior importância. Outras falhas podem decorrer do projeto insatisfatório, defeitos no material, defeitos provenientes da fabricação do arame ou de abuso em serviço.

Tabela.4.25– Mecanismos de falha e participação, em %, de molas [HAYES, 1999]

Mecanismos de falhas	% na inspeção
Fadiga	55
Relaxação	10
Corrosão	20
Fragilização por tensão-corrosão	15
Sobrecarga	5
Trincas	10
Desgaste	3
Não identificado	3

Este estudo do efeito da nitretação na resistência à fadiga de arame no aço CrSiV utilizado para fabricação de molas da indústria automotiva mostrou um efeito benéfico na elevação da resistência à fadiga de alto ciclo como consequência da elevação da dureza e incremento da tensão residual compressiva na superfície.

O processo “shot-peening” resultou na elevação da dureza superficial de uma superfície constituída de martensita revenida, dureza de 54HRC, cujo mecanismo de encruamento está relacionado com o movimento e interação de discordâncias ao longo da estrutura do material [DIETER, 1981].

O incremento da resistência à fadiga observado, neste estudo, nos arames com superfície nitretada e nitretada + “shot-peening” está associado com o início da trinca por fadiga na sub-superfície devido à distribuição de tensão residual compressiva na camada nitretada [HUSSAIN et al.;1999].

No ensaio por flexão-rotativa, o início da trinca no arame ocorre abaixo da camada nitretada, próximo a interface da camada-núcleo, e a resistência à fadiga pode crescer

continuamente com o incremento da profundidade da camada nitretada [LIMODIN et al., 2003]. Entretanto, essa afirmação é parcialmente verdadeira, conforme mostrado na revisão bibliográfica por GENEL et al.;2000, Figura 2.31.

LIMODIN et al.;2003, consideram que o início da trinca na subsuperfície é devido ao efeito combinado de um gradiente de tensão e ao volume de material submetido a elevadas tensões. Quando a profundidade de camada nitretada aumenta, uma mais alta tensão de flexão tem de ser aplicada na superfície de forma a produzir alto nível de tensão suficiente para iniciar a trinca por fadiga.

No ensaio por flexão-rotativa, tem sido observado que quanto mais profunda a camada de difusão, mais perto da camada de difusão ocorre o início da trinca. A nitretação incrementa a vida em fadiga de alto ciclo para qualquer que seja a profundidade de camada [LIMODIN et al.;2003].

A iniciação de trinca numa inclusão primeiro tem lugar pela decoesão da inclusão da matriz, crescendo radialmente a partir da inclusão. Uma falha do tipo “olho de peixe” consiste de áreas visíveis a “olho nu”, como uma mancha circular que, de acordo com MURAKAMI et al.;1991, trata-se de área de crescimento lento e radial da trinca [LIMODIN et al.;2003].

A camada nitretada sempre apresenta uma superfície de falha plana com, ocasionalmente, alguns mínimos sinais de trinca de fadiga crescendo da camada para o núcleo dependendo da profundidade de iniciação. Uma quarta área escura e rugosa resulta na fratura final [LIMODIN et al.; 2003].

Vários pesquisadores estudaram o efeito da nitretação no comportamento em fadiga e, geralmente, resultando em incremento desta no regime tensão-controlada de alto ciclo [COSTA et al.; 2001].

Os resultados de ensaio de fadiga encontrados para o arame nitretado no ensaio por fadiga flexão rotativa de alto ciclo, na máquina Nakamura, mostraram que a camada nitretada proporciona a formação de um campo de tensão compressivo que resulta na elevação da resistência à fadiga, como também concluído por JACK e WINNIK;1979.

O crescimento da trinca na camada com elevada resistência intrínseca à deformação plástica, e alta tensão residual compressiva agem na redução do tamanho da zona plástica (*“plastic enclave”*) na ponta da trinca e, portanto reduzem a taxa de crescimento da trinca quando comparado com um material não nitretado [JACK e WINNIK, 1979].

Segundo JACK e WINNIK;1979, em certos casos, a ocorrência de trincas na subsuperfície em torno de inclusões pode acontecer, mas isto não afeta a vida em fadiga, sendo isso considerado um evento fortuito que tem lugar quando uma inclusão acontece de estar num plano mínimo da área de seção transversal.

A Figura 4.49 mostra a superfície do arame de aço CrSiV nitretado – Nit 3 – 25 horas – com camada branca de menor espessura (0,0 a 1,0 μm), que desenvolveu trincas paralelas quase visíveis a olho nu, uniformemente distanciadas, e na forma de semi-arcos, depois de submetido a um ensaio de flexão (só flexão) até a ruptura. A Figura 4.50 mostra a superfície do arame nitretado com camada branca obtida no processo Nit 1 – 8 horas, espessura uniforme de 1,0 a 2,0 μm , que submetido ao ensaio apenas de flexão revelou trincas visíveis a olho nu e similares às obtidas por JACK e WINNIK; 1979.

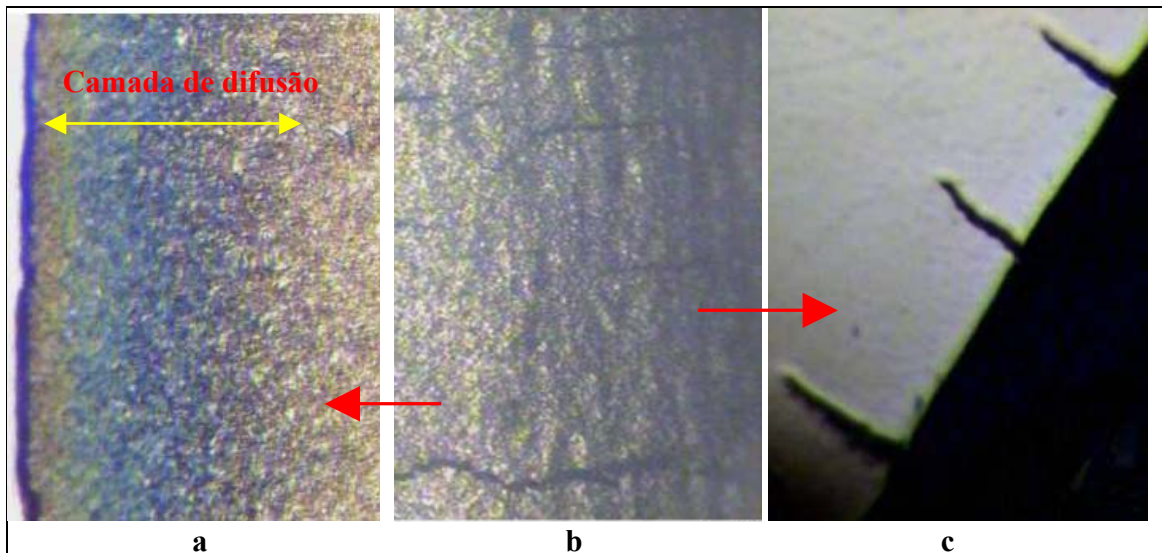


Figura 4.49 – a) Fotomicrografia da camada nitretada. Aumento 400x; b) Trincas em forma de semi-arco dispostas paralelamente na superfície nitretada do arame com Nit 3 – 25

horas; Aumento 50x; c) detalhe das trincas foto b, seção transversal, sem ataque por reagente químico; aumento 200x



Figura 4.50 – Trincas paralelas desenvolvidas no ensaio de flexão do arame CrSiV com superfície nitretada pelo processo Nit 1 – 8 horas. Aumento 10x

Capítulo 5

Conclusões e sugestões para trabalhos futuros

5.1 – Conclusões

O conjunto de resultados obtidos no presente estudo do efeito da nitretação na resistência à fadiga por flexão rotativa do arame de aço CrSiV permite as seguintes conclusões:

- Todos os processos de modificação de superfícies realizados tiveram como resultado um aumento da resistência à fadiga
- As três condições de nitretação proporcionaram um incremento similar na resistência à fadiga
- A aplicação do processo “shot-peening” implica em um incremento da resistência à fadiga de mesma ordem do obtido com o processo de nitretação
- Os resultados referentes aos arames nitretados e submetidos ao processo de “shot-peening” não mostraram diferenças significativas no tocante à resistência à fadiga
- Os resultados das determinações de tensões residuais nos arames estudados indicaram o desenvolvimento de tensões compressivas em todos os tratamentos aplicados

- Os perfis de tensões residuais compressivas, bem como as intensidades destas, não mostraram diferenças sensíveis entre os processos de modificações de superfícies deste trabalho
- Os perfis de microdureza determinados nas camadas nitretadas indicaram uma maior profundidade enriquecida em nitrogênio nos processos, conforme a sequência, Nit 2 > Nit 1 > Nit 3
- Os valores de microdureza obtidos no arame com “shot-peening” indicaram um incremento na resistência à deformação plástica junto à superfície
- A dureza obtida na camada nitretada foi sempre maior em relação à dureza obtida pelo processo de encruamento por jateamento de microesferas de aço, ou “shot-peening”
- Todos os arames ensaiados com a superfície não modificada tiveram a nucleação das trincas de fadiga não associadas a uma inclusão
- Todos os arames ensaiados com a superfície modificada somente pelo “shot-peening” tiveram a nucleação das trincas de fadiga não associadas a uma inclusão
- Os arames submetidos a nitretação e ao “shot-peening” apresentaram, em alguns casos, trincas de fadiga nucleadas a partir de inclusões com nucleação sub-superficial
- Apesar de algumas trincas terem sido formadas a partir de inclusões, o valor de resistência à fadiga não apresentou uma diferença significativa em relação aos arames nos quais a nucleação da fadiga não está associada a uma inclusão
- Observado um incremento na rugosidade dos arames nitretados e nitretados mais “shot-peening”

- Observado uma redução da dureza de núcleo do arame para todas as condições de nitretação
- O arame nitretado no processo de nitretação Nit 3 apresentou a menor redução da dureza de núcleo

5.2 – Sugestões para trabalhos futuros

Para trabalhos futuros seria interessante estudar as seguintes condições:

- Estudar o efeito da profundidade da camada nitretada
- Estudar o efeito do “shot-peening” – simples e duplo – na superfície sem camada nitretada.
- Estudar o efeito do duplo “shot-peening” na superfície nitretada.
- Estudar o efeito do “shot-peening” antes e depois do processo de nitretação.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ANTUNES, I.C.R.; Influência do fator intensidade de tensão na propagação de trincas por fadiga no aço carbono manganês A516-70N-soldado, p.135; Dissertação de Mestrado – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista; 1997
- AL-OBAID, Y.F.; A rudimentary analysis of improving fatigue life of metals by shot-peening; J.Appl., Mech, ASME Translaction, 57, p.307-312; 1990
- AL-BASSANI, S.T.S.; The shot-peening of metals-mechanics and structures; SAE 821452; PA, USA, p.4513-4525; 1982
- BARREIRO, J.A; Tratamientos Térmicos de Los Acero;ed.Madrid, 7a.ed. P.388-389; 1971
- BRANCO,C.M.; FERNANDES, A.A; CASTRO, P.M.S.T.; Fadiga de Estruturas Soldadas; Lisboa – Fundação Calouste Gulbenkian, , 290p; 1986
- COSTA, J.D.; FERREIRA, J.M.; RAMALHO, A.L.; Fatigue and fretting fatigue of ion-nitrided 34CrNiMo6 steel; Elsevier; Theoretical and applied fracture mechanics, 35, p.69-79; 2001
- CRUZ, P. De La; Odén, M.; Ericson, T.; Influence of plasma nitriding on fatigue strength and fracture of a B-Mn steel; Materials Science and Engineering A242, p.181-194; 1998
- CZELUSNIAK, A.; MORAWSKI, D.; LILIENTAL, W.; Nitriding of extrusion dies. Nitrex Metal, Internal publication; 1994.
- DIETER, G.E.; Metalurgia Mecânica; segunda edição, Rio de Janeiro, Ed.Guanabara Koogan; .p.344;1981
- ECKERSLEY,J.S.; Shot peening process controls ensure repeatable results. Edited by Dr.A.Niku – Lari, Shot Peener, v.15, issue 2, p.4-7; 2001

EDENHOFER, B.; Physical and metallurgical aspects of ionitriding (part 2); Heat Treatment of Metals, v.1, pg.59-67; 1974

FERNANDES NETO, Analise de inclusões não-metálicas em aço de baixo carbono desoxidado ao alumínio produzido por lingotamento contínuo; Tese de Doutorado, p9,10 – FEM-Unicamp; 2002.

FERREIRA, I. ;Anotações de aula; FEM-Unicamp, Pós-graduação; 2001.

FLOE, C.F.; Study of the nitriding process effect of ammonia dissociation on case depth and structure; Source Book on Nitriding. ASM Engineering Bookshelf, 1st.printing, p.144-171; 1977

FORREST, P.G.; Fatigue of Metals, first ed.– reprinted 1970. “The influence of surface treatment on fatigue strength”, chapter VI; 1970

GARPHYTTAN WIRE; Catálogo de fabricante de aços suecos para mola; 2002

GENEL, K.; DEMIRKOL, M.; ÇAPA, M.; Effect of ion nitriding on fatigue behavior of AISI 4140 steel; Materials Science and Engineering, A 279; p. 207-216; 2000

HANSEN, M.; Metallurgy and metallurgical engineering series; McGraw Hill Book Company, p.671; 1958

HAYES, M.; Spring Failure Analysis: Classification of Failures; Springs, Summer; p.81-88; 1999

HERTZBERG, R.W.; Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, fourth ed., printed USA; p.529-548; 1995

HOFFMAN, F.T.; MAYR, P.; Nitriding and nitrocarburizing. ASM Handbook, Friction, Lubrication and Wear Technology, v.18, p.878-883; 1992

HONEYCOMBE, R.W.K.; Aços, Microestrutura e Propriedades; Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa; 1981

HUSSAIN, K.; TAUQIR, A.; ul HAQ, A.; KHAN, A.Q.; Influence of gas nitriding on fatigue resistance of maraging steel; International Journal of Fatigue; 21; p.63-168; 1999

JACK, D.H.; LIGHTFOOT, B.J.; Kinetics of nitriding with and without white layer formation; Heat Treatment 73; The Metals Society, London; p.59-65; 1973.

JACK, D.H.; WINNIK, S.; Effect of process variables on the fatigue resistance of nitrided steel. Heat Treatment of Metals; 1979.

JACK, D.H.; JACK, K.H.; Invited Review: "Carbides and Nitrides in Steel". Materials Science and Engineering. v.11, p.1-27; 1973

KAYASU, Y.; YANASE, M.; NAKANO, O.; IZAWA, Y.; ONODA, M.; Development of high fatigue strength spring steel; Wire Journal International, p.89-91; may; 1996

KNERR, C.H.; ROSE, T.C.; FILKOWSKI, J.H.; Gas nitriding; ASM Handbook, Heat Treatment, v.4, p.387-409; 1991

KOBAYASHI, M.; MATSUI, T.; MURAKAMI, Y.; Mechanism of creation of compressive residual stress by shot peening; Elsevier Science, v.20, no.5, p.351-357; 1998

KOLOZSVÁRY, Z.; Tg-MURES; Residual stress in nitriding; Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel; ASM Publication; p.215-219; 1988.

LILIENTAL, W.K.; MALDZINSKI, L.; MORAWSKI, D.; TYMOWSKI, G.J.; Potencial-controlled gas nitriding applied to gears; Nitrex Metal publications; www.nitrex.com; 2001

LILIENTAL, W.K.; TYMOWSKI, G.J.; TARFA, N. Bringing out the best properties of nitrided layers through controlled gas nitriding; Nitrex Metal Publication; www.nitrex.com; 2001.

LILIENTAL, W.K.; LARSON, M.; Longer life for forging dies through Nitreg potential controlled gas nitriding; Nitrex Metal Publication; www.nitrex.com; 2001.

LIMODIN, N.; VERREMAN, Y.; TARFA, N.; Axial fatigue of gas-nitrided and tempered AISI 4140 steel: effect of nitriding depth; Blackwell Publishing Ltd.; Fatigue Fracture Engineering. Mater Structure, 26, p.811-820; 2003

LIVERPOOL UNIVERSITY; Materials Science; An interactive learning tool for students; 1996

MADAYAG, A.F.; Metal Fatigue: Theory and design; ed. John Wiley & Sons, University of Southern California, USA; 1969

MALDZINSKI, L.; LILIENTAL, W.; TYMOWSKI, G.; New possibility of controlling of the gas nitriding process by utilizing simulation of growth kinetics of nitrided layers; Nitrex Metal publications; www.nitrex.com; 2000

MEI, P.R.; COSTA e SILVA, A.L.; Aços e ligas especiais; Eletrometal AS, 2a.ed.; 1988

METALS HANDBOOK; Metallography, Structures and Phase Diagrams; Ed. ASM International, 8a ed., v.8, p.303, 360, 411 e 412; 1973

MEYERS, M.A.; CHAWLA, K.K.; Princípios de metalurgia mecânica; Ed. Edgard Blucher; 1982

MRIDHA, S.; JACK, D.H.; Characterization of nitrided 3% chromium steel. Metal Science; V.16, august; 1982

MURAKAMI, Y.; KAWAKAMI, K.; DUCKWORTH, W.E.; Quantitative evaluation of effects of shape and size of artificially introduced alumina particles on the fatigue strength of 1,5Ni-Cr-Mo(En24) steel; International Journal of Fatigue, v.13, n.6, p.487-499, nov.;1991

NITREX METAL INC. – Catálogo técnico da empresa detentora da patente de nitretação a gás controlada e automática.; Montreal, Canadá; 2000

O'BRIEN, M.; GOODMAN, D. Plasma (ion) nitriding. ASM Handbook, Heat Treating, v.4, p-420-424; 1991

PASTOUKHOV, V.A.; VOORWARD, H.J.; Introdução à mecânica da integridade estrutural; Ed.Universidade Paulista. p.192; 1995

PEDRAZA, A.J.; BOTTREL, C.A.S.; PAULA e SILVA, E.M.; Tratamentos térmicos dos aços; Ed.UFMG, p.6.34; 1979

POLITANO, R.; Modelação e simulação computacional do processo de nitretação; Tese de doutorado,IPEN, out.; 2003

REED-HILL; Princípios de Metalurgia; Ed.Rio de Janeiro, 2ª ed.; 1982

ROTHERY, H.; Estrutura das Ligas de Ferro – Ed.Edgard Blücher; 1968

SANTOS, R.G.; Transformação de Fase, IM 327; Texto curso pós-graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, Unicamp; 2002

SILVA, P.S.P.; Apostila de análises de falhas; ABM-EPUSP; 1979

SHENGPING , W.; LI, Y.; YAO, M.; WANG, R.; Compressive residual stress introduced by shot peening; Elsevier. Journal of Materials Processing Technology, 73; p.64-73; 1998

SHIGLEY, J.E.; Mechanical engineering design; Chapter 7. 5th..ed. New York, McGraw Hill; 1986.

SIQUEIRA, C.P.; Influência da nitretação na resistência á fadiga do aço ABNT 4340; Tese de Mestrado; U.Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá; 2002

SOMERS, M.A.J.; MITTEMEIJER, E.J.; Formation and growth of compound layer on nitrocarburizing iron: kinetics and microstructural evolution. Surface Engineering, v.3, n.2, p.123-137; 1987

SPRISSLER, M.; Differences in the structure of the compound layer and its dependence of the nitriding process; Practical metallography, v.24, n.8, p.373-381; 1987

THELNING, K.E.; Steel and Its Heat Treatment. Ed.McGraw-Hill; 1975

TOTH, H.J.; Estudo comparative de técnicas de ataque metalográfico para aços-carbono nitretados; Tese de Mestrado, IPEN-USP; 2002

TYMOWSKI, G.J.; LILIENTAL, W.K.; MORAWSKI, C.D.; Take the guesswork out of nitriding; Advanced Materials & Process, v.12, p.52-54; 1994.

VATAVUK, J.; Mecanismos de desgaste em anéis de pistão e cilindros de motores de combustão interna; Tese de doutorado apresentada na EPUSP-jun.; 1994

VATAVUK, J; Correspondência Vatavuk-Vendramim; nota de livro a ser publicado; 2003

VATAVUK, J.; ALVAREZ, S.D.M; GARCIA, M.B.; Efeito da nitretação na resistência à corrosão dos aços AISI H13, 201 e 440B; EBRATS, São Paulo, out.; 1997.

VATAVUK, J.; COLOSIO, M.A; Efeito do processo de nitretação na resistência ao impacto de ferros fundidos austemperados e temperados e revenidos; SAE; São Paulo; 1997

VATAVUK, J.; DEMARCHI, V.; GALVANO, M.; VENDRAMIM, J.C.; Efeito dos elementos de liga e da microestrutura dos ferros fundidos nas propriedades mecânicas após nitretação; EBRATS, São Paulo, SP; 1994.

VATAVUK, J.; VENDRAMIM, J.C.; Estudo comparativo entre os processos de nitrocarbonetação em banho de sal e por plasma para aplicação em êmbolos; publicação SAE, cód.00033PE; p.1-7; 1998.

VATAVUK, J.; VENDRAMIM, J.C.; Estudo da rugosidade em aço carbono SAE 1045; Boletim informativo Combustol; 2003

VILLARES, Aços; Arames de aços para molas. Catálogo de aços; 2002

VOORWALD, H.J.C.; Análise sobre a influência de algumas variáveis no comportamento em fadiga por flexão rotativa em aços ABNT 4140 e ABNT 4340; p.157; Dissertação de mestrado. Instituto Tecnológico da Aeronáutica; 1983

WELLS, A.; Metallographic analysis of compound layers on ferritic nitrocarburizing plain low carbon steel; Journal of Materials Science. v.20, n.7, p.2439-2445; 1985

ZARIAN® ; Operating instruction rotating-bending fatigue tester; Catálogo de instruções do fabricante da máquina Nakamura; 1996